

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

BRENDA JULIET MARTINS FREITAS

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE
AUSTENITIZAÇÃO NA DUREZA DOS AÇOS AISI D6 E SAE 1045**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

LONDRINA
2016

BRENDA JULIET MARTINS FREITAS

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE
AUSTENITIZAÇÃO NA DUREZA DOS AÇOS AISI D6 E SAE 1045**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais pela Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR.

Orientador: Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

LONDRINA
2016



TERMO DE APROVAÇÃO

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO NA DUREZA DOS AÇOS AISI D6 E SAE 1045

Por

BRENDA JULIET MARTINS FREITAS

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 31 de outubro de 2016 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho APROVADO.

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

UTFPR - Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais - DAEMA- LD
Orientador

Prof. Me. Diego Ruben Martin

UTFPR - Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais - DAEMA-LD

Prof. Dr. Fabio Cezar Ferreira

UTFPR - Departamento Acadêmico de Química - DAQUI-LD

Prof. Dr. Odney Carlos Brondino

Responsável pelo TCC do Curso de Engenharia de Materiais

Obs.: A Folha de Aprovação assinada encontra-se na Coordenação do Curso de Engenharia de Materiais

Ao meu querido irmão Júnior, que foi o meu exemplo desde os primeiros passos e que hoje, ao confiar e abraçar os meus sonhos, me incentiva a realizá-los.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha mãe, Nair, pelo grande carinho e incentivo ao longo desses anos, e por acreditar na liberdade como um tijolo essencial para a construção humana.

Ao meu irmão Bruno, que me serviu de espelho e me guiou para este caminho. A Júnior, por acreditar em mim e não medir esforços para ajudar. Agradeço aos meus dois irmãos, que são os meus exemplos e contribuem para a minha formação como pessoa.

Agradeço aos meus colegas e amigos e, em especial, gostaria de agradecer ao meu querido amigo Douglas, com quem tive a sorte de compartilhar esses anos de graduação, se tornando um grande irmão para mim. À Meire, com quem vivi experiências maravilhosas e inesquecíveis. À Stéphanie, pela amizade e cumplicidade ao longo de tantos anos. À Anne, que, apesar de distante, dividiu comigo anos muito especiais.

Agradeço ao meu professor e orientador, Dr. Odney Carlos Brondino, pelos conselhos e valiosa ajuda durante todo o trabalho. Agradeço também a todos os professores do DAEMA, por terem compartilhado comigo os seus conhecimentos, participando da minha formação como profissional e pessoa.

“Para ser grande, sê inteiro: nada

Teu exagera ou exclui.

Sê todo em cada coisa. Põe quanto és

No mínimo que fazes.

Assim em cada lago a lua toda

Brilha, porque alta vive. ”

(Ricardo Reis, 1933)

RESUMO

FREITAS, B. J. M. **Estudo da Influência das Temperaturas de Austenitização na Dureza dos Aços AISI D6 e SAE 1045**. 2016. 89 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia de Materiais) – Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Londrina, 2016.

Com o desenvolvimento tecnológico e as pressões econômicas do mercado atual, as indústrias sofrem exigências por maiores índices de produtividade, demandando de uma otimização no processamento de materiais, tais como a diminuição dos custos e a fabricação de produtos de excelência. Em geral, todas as etapas de manufatura de materiais requerem algum tipo de ferramenta que, devido às severas solicitações durante o uso, deve ser tratada termicamente. Dessa forma, propõe-se o estudo dos tratamentos de têmpera e revenimento da liga AISI D6, por se tratar do aço ferramenta para trabalho a frio mais aplicado industrialmente no Brasil. E, além disso, torna-se relevante o estudo da têmpera e revenimento da liga SAE 1045, uma vez que se trata de um aço de médio teor de carbono, tradicionalmente muito aplicado e de baixo custo. Os parâmetros envolvendo a austenitização do material influenciam na temperabilidade, no tamanho de grão e na concentração de austenita retida após o resfriamento da peça. Por esta razão, é relevante se investigar o comportamento do material ao se alterar a temperatura de austenitização que, conseqüentemente, afetará as suas propriedades mecânicas. A partir dos experimentos desenvolvidos, verificou-se que o aumento da temperatura de austenitização gerou um aumento da dureza do aço AISI D6, devido a maior dissolução dos carbonetos e, após o revenimento, ocorreu possivelmente a transformação da austenita retida, elevando a dureza. O aço SAE 1045 apresentou uma dureza um pouco abaixo do esperado em todas as condições de tratamento, além disso, verificou-se que o aumento da temperatura de austenitização gerou um crescimento excessivo dos grãos.

Palavras-chave: liga AISI D6, aço SAE 1045, VC 131, têmpera, revenimento.

ABSTRACT

FREITAS, B. J. M. **Study of the Influence of Austenitization Temperatures in the Hardness of Steel AISI D6 and SAE 1045.** 2015. 89 p. Term Paper (Bachelor's Degree in Materials Engineering) - Academic Department of Materials Engineering, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Londrina, 2016.

Along with the technological development and economic pressures of the current market, the industries suffer demands for higher productivity rates, demanding an optimization in the processing of materials, such as the reduction of costs and the manufacturing of excellent products. In general, all the steps of the materials manufacturing requires some type of tool, which, due to the severe requests during use, must be thermally treated. Thus, it is proposed to study the quenching and tempering treatments of the alloy AISI D6, since it is the tool steel for cold working more industrially applied in Brazil. Besides, becomes relevant the study of quenching and tempering of the alloy SAE 1045, because it is a medium carbon steel, widely applied and with low cost. The parameters involving austenitizing of the material influence the hardenability, the grain size and concentration of retained austenite after cooling. For this reason, it is important to investigate the behavior of the material by altering the austenitizing temperature therefore affect its mechanical properties. The increase in austenitizing temperature generated a slight increase in the hardness of the steel AISI D6, due to increased dissolution of carbides. The SAE 1045 steel showed a hardness lower than expected in all treatment conditions.

Keywords: alloy AISI D6, SAE 1045 steel, VC 131, quenching, tempering.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama Ferro-Carbono	19
Figura 2 – Microestruturas formadas durante o resfriamento de ligas hipoeutetóide (esquerda) e hipereutetóide (direita).....	20
Figura 3 – Curva TTT para um aço-carbono eutetóide	22
Figura 4 – Diagrama de transformação isotérmica para um aço-liga (AISI 4340)	23
Figura 5 – Diagrama de resfriamento contínuo para um aço com teor de 0,44%p de C.....	24
Figura 6 – Influência dos elementos de liga nas curvas TTT	25
Figura 7 - Aplicações típicas de aços-ferramenta para trabalho a frio. a) Ferramental de calibração e acabamento de vergalhões; b) Moldes de extrusão para perfis de alumínio; c) Ferramentas de conformação para tubos de aço inoxidável.....	29
Figura 8 - Distorção da rede e transformação da estrutura. a) Estrutura CFC; b) Representação tetragonal da austenita; c) Estrutura tetragonal da martensita.....	36
Figura 9 - Curva de revenimento do aço AISI D6 ou VC131	47
Figura 10 - Microestrutura da liga similar a AISI D6 austenitizada a 950°C por 45 minutos e submetida a revenimento simples.....	48
Figura 11 - Curva de Temperabilidade do aço SAE 1045.....	49
Figura 12 - Curva de revenimento do aço SAE 1045 após têmpera a partir de 850°C	50
Figura 13 - Microestruturas após a têmpera em água. a) Austenitização a 850°C por uma hora, estrutura de perlita fina + martensita; b) Austenitização a 950°C por uma hora, estrutura de martensita e contornos de bainita; c) Austenitização a 1050°C por uma hora, estrutura de martensita e contornos de bainita (Aumento de 123x)	51
Figura 14 - Microestrutura do aço SAE 1045 temperado em água. Na esquerda: Austenitização a 900°C por 1800 s; na direita: Austenitização a 950°C por 1800s	53

Figura 15 - Dimensões das amostras das ligas AISI D6 e SAE 1045	58
Figura 16 - Fluxograma da metodologia utilizada para o aço AISI D6	59
Figura 17 - Fluxograma da metodologia aplicada ao aço SAE 1045	60
Figura 18 - Micrografia do aço AISI D6 em estado recozido. Matriz ferrítica (região escura) com carbonetos dispersos (região clara). a) Aumento de 100x e b) Aumento de 500x. Ataque com Nital 2%.....	69
Figura 19 – Micrografia antes do ataque químico do aço AISI D6 após o processo de têmpera com a) Austenitização a 950 °C e b) Austenitização a 1050 °C por 50 minutos e resfriamento em óleo. Aumento de 100x.....	70
Figura 20 - Micrografia do aço AISI D6 após o processo de têmpera com a) Austenitização a 950 °C e b) Austenitização a 1050 °C por 50 minutos e resfriamento em óleo. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.....	71
Figura 21 - Micrografia do aço AISI D6 sem ataque químico após o revenimento duplo a 200 °C por duas horas cada da amostra a) temperada a 950 °C e b) temperada a 1050 °C por 50 minutos e resfriadas em óleo. Aumento de 100x.	73
Figura 22 - Micrografia do aço AISI D6 após o revenimento duplo a 200 °C por duas horas cada da amostra a) temperada a 950 °C e b) temperada a 1050 °C por 50 minutos e resfriadas em óleo. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.....	74
Figura 23 - Micrografia do aço SAE 1045 recozido. a) amostra antes do ataque químico. Aumento de 50x e b) após o ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.....	77
Figura 24 - Micrografia das amostras de SAE 1045 temperadas a a) 850 °C e b) 1000 °C por 50 minutos e resfriadas em água. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.	78
Figura 25 - Micrografia das amostras de SAE 1045 revenidas a 200 °C por duas horas após a) têmpera a 850 °C e b) tempera a 1000 °C. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100%.	80
Figura 26 - Micrografias do SAE 1045 revenidas a 200 °C por duas horas após a) tempera a 850 °C e b) têmpera a 1000 °C. Ataque com Nital 2%. Aumento de 200x.	81

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição e características dos aços carbono	26
Tabela 2 - Classificação AISI dos aços ferramenta	28
Tabela 3 - Severidade de meios de têmpera	37
Tabela 4 - Temperaturas de Austenitização do Aço AISI D6	54
Tabela 5 - Temperaturas de Austenitização do Aço SAE 1045	54
Tabela 6 - Condições de Tratamento das Amostras do Aço SAE 1045 e AISI D6.....	55
Tabela 7 - Composição química do aço AISI D6.....	56
Tabela 8 - Composição química do aço SAE 1045	56
Tabela 9 - Valores de dureza para o aço AISI D6	65
Tabela 10 - Valores de dureza para o aço SAE 1045	67

LISTA DE SIGLAS

A – Austenita

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI – *American Iron and Steel Institute*

B – Bainita

C – Carbono

CCC – Cúbica de Corpo Centrado

CCT – *Continuous Cooling Transformation*

CFC – Cúbica de Face Centrada

Cr – Cromo

F – Ferrita

Fe – Ferro

Fe₃C – Cementita

H – Severidade da Têmpera

ISO – *International Organization for Standardization*

ITT – *Isothermal Time Transformation*

M – Martensita

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

M_f – *Martensite Finish Temperature*

Mn – Manganês

Mo – Molibdênio

M_s – *Martensite Start Temperature*

M₇C₃ – Carboneto de Cr comumente encontrado nos aços AISI D6

NBR – Norma Brasileira

P – Perlita

SAE – *Society of Automotive Engineers*

TCC – Tetragonal de Corpo Centrado

TTT – *Time, Temperature and Transformation*

V – Vanádio

W – Tungstênio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
2 OBJETIVOS	16
2.1 OBJETIVOS GERAIS	16
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	16
2.3 JUSTIFICATIVAS	16
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 AÇOS.....	18
3.1.1 Decomposição da Austenita.....	21
3.1.2 Curvas TTT.....	21
3.2 AÇOS CARBONO	26
3.3 AÇOS PARA FERRAMENTAS.....	27
3.3.1 Aços para Trabalho a Frio	28
3.3.2 Aços da Série D	30
3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS	32
3.4.1 Têmpera.....	33
3.4.2 Martensita	34
3.4.3 Meios de Têmpera.....	36
3.4.4 Variáveis que Afetam a Temperabilidade de um Aço.....	38
3.4.4.1 Tamanho de grão da austenita	39
3.4.4.2 Influência dos elementos de liga	41
3.4.5 Revenimento	41
3.4.5.1 Transformações no revenimento	43
3.4.5.2 Fragilização por revenido	45
3.4.6 Têmpera e Revenimento do Aço AISI D6.....	46
3.4.7 Têmpera e Revenimento do Aço SAE 1045	48
4 MATERIAIS E MÉTODOS	54
4.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	54
4.2 MATERIAIS	56

4.3 MÉTODOS	57
4.3.1 Infraestrutura	57
4.3.2 Amostras	57
4.3.3 Fluxograma de Atividades	58
4.3.4 Têmpera	60
4.3.4.1 Têmpera do aço AISI D6	61
4.3.4.2 Têmpera do aço SAE 1045	62
4.3.5 Revenimento	62
4.3.5.1 Revenimento do aço AISI D6	62
4.3.5.2 Revenimento do aço SAE 1045	63
4.3.6 Análise Metalográfica	63
4.3.7 Dureza	64
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
5.1 DUREZA ROCKWELL	65
5.1.1 Dureza do Aço AISI D6	65
5.1.2 Dureza do Aço SAE 1045	67
5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	67
5.2.1 Microestrutura do Aço AISI D6	68
5.2.2 Micrografias do Aço SAE 1045	76
6 CONCLUSÕES	83
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	85

1 INTRODUÇÃO

Com a crescente expansão tecnológica, as exigências por maiores índices de produtividade aumentam, demandando de uma otimização dos processos de fabricação de materiais, tais como a redução do tempo e dos custos envolvidos e a obtenção de produtos com alto desempenho (ALVES, 2013).

Em geral, todas as etapas de fabricação de materiais utilizam algum tipo de ferramenta no processo de manufatura. Os processos industriais de conformação metálica a frio, como a estampagem, o corte e puncionamento de chapas, o embutimento profundo e o forjamento, são feitos utilizando-se aços ferramenta de alta resistência e dureza (BRESSAN, 2007).

A liga AISI D6, conhecida comercialmente como VC131, é o aço ferramenta mais utilizado pela indústria de ferramentas para conformação a frio de materiais (ALVES, 2013). Devido às severas condições de trabalho, estes materiais estão suscetíveis a ocorrência de falhas durante a operação. Dessa forma, torna-se importante aperfeiçoar o processamento e analisá-lo a nível microestrutural de forma a aumentar a vida útil do ferramental (SILVA, 2013). Para suportar o excessivo desgaste durante o seu uso, este material deve passar pelo tratamento térmico de têmpera e revenimento (ALVES, 2013).

Além disso, outra importante liga que em muitos casos também deve ser submetida ao tratamento térmico de têmpera e revenimento é o aço SAE 1045, que se trata de um aço de médio teor de carbono, tradicionalmente muito aplicado e de baixo custo, sendo muito utilizado na fabricação de diversos componentes, tais como eixos, pinos, cilindros, parafusos, entre outros (GALLO, 2006).

Dessa forma, através do estudo e aplicação de tratamentos térmicos o engenheiro é capaz de alterar a microestrutura de um material e, assim, definir a combinação das propriedades mais adequadas ao seu uso (SILVA e MEI, 2006). Quando um componente, durante a sua aplicação, for submetido a condições de desgaste mecânico, deve-se aumentar a sua dureza, de forma a elevar a sua resistência mecânica (COLPAERT, 2008), sendo a têmpera e o revenimento os tratamentos térmicos mais aplicados para este fim, principalmente nos aços empregados na construção mecânica (CHIAVERINI, 1986).

O tratamento térmico de têmpera consiste basicamente em aquecer o material até a temperatura de austenitização e resfriá-lo rapidamente, de modo a se obter a estrutura

martensítica, que é a responsável pelo aumento da dureza do componente (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Na indústria, para se fazer os tratamentos térmicos normalmente emprega-se os procedimentos instruídos pelos catálogos disponibilizados pelos fornecedores das ligas metálicas, ficando o engenheiro restrito a esta literatura, na maioria dos casos. Dessa forma, uma vez que o aço SAE 1045 e AISI D6 são largamente empregados em diversas aplicações, com o intuito de se otimizar os seus processos de fabricação, torna-se interessante avaliar as propriedades mecânicas destas ligas submetidas ao tratamento térmico de têmpera e revenimento com alteração de alguns parâmetros durante o processo.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAIS

Analisar a influência da variação da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas dos aços AISI D6 e SAE 1045. E, por fim, analisar a microestrutura e a dureza obtidas após o tratamento de revenimento.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Investigar a influência do aumento da temperatura de austenitização, acima da estipulada pelo fabricante, na microestrutura e na dureza das ligas AISI D6 e SAE 1045 através da análise metalográfica e de dureza;
- Observação da microestrutura e da dureza das ligas após o revenimento.

2.3 JUSTIFICATIVAS

Basicamente todas as etapas de fabricação de materiais utilizam algum tipo de ferramenta no processo de manufatura. O aço ferramenta mais utilizado na indústria de instrumentos para conformação a frio é a liga AISI D6. A sua elevada dureza o torna especialmente adequado para aplicações onde há um desgaste severo, tais como em operações de conformação e corte a frio, sendo utilizado como facas, matrizes, punções, tesouras, escariadores, mandris, feiras de trefilação, calibradores, entre outros.

Seguindo o mesmo raciocínio, o estudo do tratamento de têmpera e revenimento do aço SAE 1045 é bastante relevante, uma vez que se trata de um aço tradicionalmente muito aplicado e de baixo custo, utilizado na fabricação de eixos, pinos, cilindros, parafusos, entre outros componentes.

Colpaert (2008) afirma que nos projetos em que se necessita de peças temperadas e revenidas utiliza-se a dureza como indicador de resistência mecânica. Devendo-se aumentar a dureza através de tratamentos quando um componente, durante o seu emprego, estiver sujeito ao desgaste mecânico. Dessa forma, devido ao desgaste sofrido pelos aços AISI D6 e SAE 1045 em suas diversas aplicações, deve-se atentar para a temperabilidade desses materiais de forma a se fazer o correto tratamento de têmpera e revenimento para a obtenção de uma peça que suporte as solicitações sofridas durante o uso.

Como será discutido, a temperabilidade de uma liga está associada à presença de determinados elementos, fato que aumenta seus custos, como é o caso do aço AISI D6. Sendo assim, de acordo com Reed-Hill et al. (2009), devido ao alto custo associados a estes aços, a sua aplicação fica restrita aos casos plenamente necessários. Este problema poderia ser contornado aplicando-se meios de têmpera mais severos em outros aços com menores teores de liga.

Em contrapartida, Silva e Mei (2006) afirmam que um rigoroso choque térmico está associado a altas velocidades de resfriamento, o que poderia promover a formação de trincas e de empenamento da peça. Por esta razão, as indústrias costumam empregar óleo ou ar como meios de têmpera, reduzindo a possibilidade de problemas associados a severidade do tratamento, além de justificar a utilização de aços de alta temperabilidade (e alto custo) pela redução da rejeição das peças produzidas.

Dessa forma, com a finalidade de se contribuir com a literatura existente, a avaliação da influência da variação dos parâmetros relacionados ao tratamento térmico de têmpera e revenimento se torna relevante para auxiliar o entendimento e o emprego dos tratamentos térmicos em peças metálicas de acordo com as propriedades finais desejadas, além de contribuir com as pesquisas que vem sendo realizadas neste segmento. Sendo assim, este trabalho pretende servir como um instrumento de colaboração em que, através do estudo proposto, se pode analisar como a alteração dos parâmetros envolvidos nos tratamentos térmicos podem interferir no processo.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS

As ligas à base de ferro apresentam uma grande importância e são extremamente aplicadas no setor industrial, este fato se deve à abundância dos minérios de ferro na natureza, ao custo relativamente baixo de produção e às combinações de propriedades físicas e mecânicas que podem ser obtidas através da manipulação de suas propriedades durante o processamento (COLPAERT, 2008).

O aço é uma combinação de vários elementos, sendo que os principais são o ferro e o carbono, onde o carbono existe como uma impureza intersticial no ferro, formando uma solução sólida com a ferrita (CALLISTER e RETHWISCH, 2012). A presença de carbono na liga faz com que este material tenha uma grande aplicabilidade industrial, pois com a sua presença é possível o ajuste das propriedades mecânicas. Em geral, o aço é definido como uma liga que possui desde uma pequena quantidade de 0,008%p até cerca de 2,14%p de carbono. Além disso, os aços podem apresentar diferentes propriedades de acordo com a composição química e com o tratamento térmico aplicado (AMS HANDBOOK, 1991).

Na Figura 1 apresenta-se o diagrama Fe-C em que, por convenção, as composições são expressas em %p de C e não em %p de Fe_3C , isso significa que no diagrama Fe-C a composição de 6,7%p de carbono corresponde a 100%p de Fe_3C (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Nota-se que a combinação de ferro e carbono dá origem a diversas fases de acordo com a temperatura. Entretanto, na produção industrial do aço, a solidificação ocorre de forma muito rápida para que os componentes entrem em equilíbrio termodinâmico e forme-se a grafita, dessa forma, é formada a cementita (Fe_3C), que é uma fase metaestável (SILVA e MEI, 2006). Callister e Rethwisch (2012) afirmam que a cementita se forma quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita α é ultrapassado abaixo de 727°C , formando-se uma solução sólida muito dura e frágil.

Segundo Silva e Mei (2006), em temperatura ambiente a cementita é estável e sua decomposição é praticamente nula. No entanto, ao se aquecer o material em altas

temperaturas por períodos relativamente longos, a cementita começa a se decompor em ferrita e grafita, entrando em equilíbrio termodinâmico.

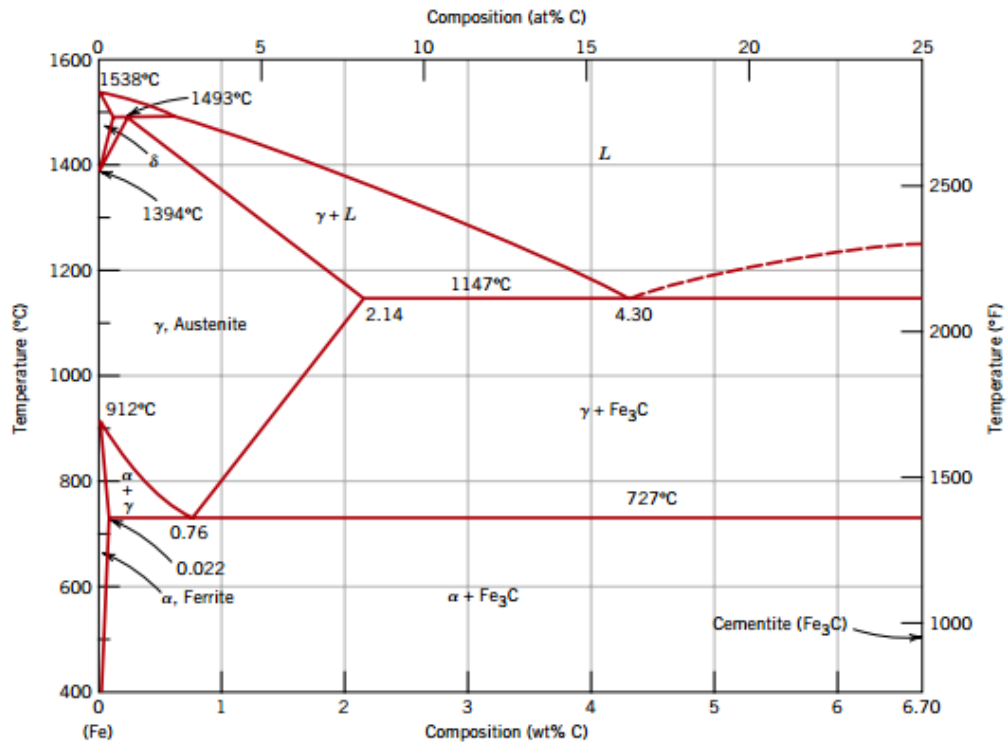


Figura 1 – Diagrama Ferro-Carbono

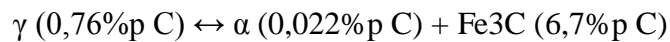
Fonte: Callister e Rethwisch (2012, p. 319).

Em vista disso, o diagrama Fe-C é uma ferramenta essencial para se entender e aplicar os tratamentos térmicos nos aços (ASM HANDBOOK, 1991). As fases presentes neste diagrama são a ferrita (α), a ferrita (δ), a austenita (γ) e a cementita (Fe_3C) (SILVA e MEI, 2006).

Para que ocorram transformações de fase, deve-se fazer alterações na temperatura do material, sendo que as temperaturas nas quais ocorrem mudanças de fase são chamadas de “temperaturas críticas”. Em geral, nos tratamentos térmicos convencionais é necessário se elevar a temperatura do material até a região no diagrama onde se encontra a fase austenítica

e, de acordo com o resfriamento aplicado, pode-se obter diferentes fases e microconstituintes: perlita, bainita, ferrita, grafita, martensita e cementita (COLPAERT, 2008).

Segundo Callister e Rethwisch (2012), a austenita, também conhecida como fase γ do ferro, não é estável quando ligada somente ao carbono em temperaturas abaixo de 727°C , o que propicia a ocorrência de transformações de fase. As mudanças de fase eutetóides são fundamentais para o entendimento dos tratamentos térmicos dos aços, sendo descritas pela reação representada por:



O ponto eutetóide possui $0,76\% \text{p}$ de C, dessa forma, ligas que possuem um teor de $0,022$ a $0,76\% \text{p}$ de carbono são denominadas de ligas hipoeutetóides, como é o caso da liga SAE 1045. Já as ligas que possuem de $0,76$ a $2,11\% \text{p}$ de carbono são chamadas de ligas hipereutetóides, sendo a liga AISI D6 pertencente a esta classe. A Figura 2 representa esquematicamente a microestrutura formada de uma liga hipoeutetóide (esquerda) e hipereutetóide (direita) ao se resfriar desde a região da austenita até logo abaixo da temperatura de 727°C .

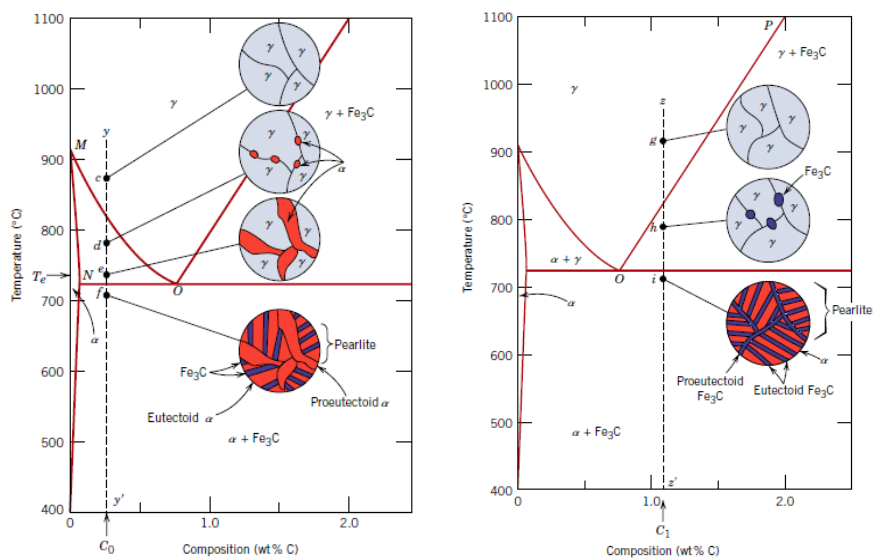


Figura 2 – Microestruturas formadas durante o resfriamento de ligas hipoeutetóide (esquerda) e hipereutetóide (direita).

Fonte: Callister e Rethwisch (2012, p.324 e 327).

3.1.1 Decomposição da Austenita

Através do resfriamento é possível obter outras fases além das presentes no diagrama Fe-C, como a martensita e a bainita (COLPAERT, 2008), e para se acompanhar a formação desses constituintes torna-se necessário utilizar as curvas TTT (*time, temperature and transformation*). A transformação da austenita em outras fases ocorre por difusão, cisalhamento ou ambos os mecanismos (SILVA e MEI, 2006).

Ainda segundo Silva e Mei (2006), o processo de difusão é lento, ocorrendo por movimentação e rearranjo de átomos no sentido de se obter uma estrutura mais estável termodinamicamente. Já o processo de cisalhamento ocorre de forma instantânea, sem difusão e com deformação da rede cristalina, como exemplo desse mecanismo tem-se a formação da martensita.

3.1.2 Curvas TTT

Como a obtenção de aços com essas fases supracitadas apresenta uma grande importância industrial, o tempo requisitado para a decomposição da austenita é muito estudado (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009). Uma limitação do diagrama Fe-C é a sua incapacidade de indicar o tempo necessário para atingir o equilíbrio da transformação de fases (CALLISTER e RETHWISCH, 2012). Sendo assim, através dos diagramas TTT é possível representar a dependência da transformação tanto em relação ao tempo como em relação à temperatura. Através das curvas de reações isotérmicas realizadas em diferentes temperaturas é possível obter informações importantes, uma vez que as ligas mais relevantes industrialmente são aquelas em que se deseja uma estrutura final metaestável. É a partir destas curvas que se pode estimar o tempo necessário para iniciar e terminar as transformações de fase (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009).

As curvas TTT são subdivididas em curvas ITT (*Isothermal Time Transformation*) e CCT (*Continuous Cooling Transformation*); a primeira se refere à transformação isotérmica e a última se refere à transformação por resfriamento contínuo (SILVA e MEI, 2006).

A Figura 3 apresenta o diagrama TTT de transformação isotérmica completo para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide. O eixo horizontal e o vertical representam, respectivamente, o logaritmo do tempo e a temperatura.

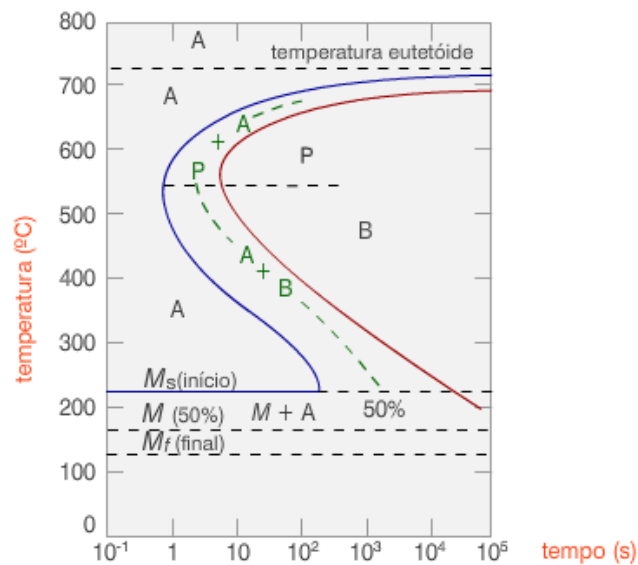


Figura 3 – Curva TTT para um aço-carbono eutetóide

Fonte: LMDM, CETEC – MG (2015).

Na Figura 3, as letras A, B, M e P representam, respectivamente, a austenita, a bainita, a martensita e a perlita. No gráfico é possível visualizar duas curvas contínuas, representando o tempo necessário a cada temperatura para que ocorra o início da transformação de fase, e a outra curva traçada se refere a finalização da transformação. A curva tracejada corresponde a um estado de 50% da transformação.

Acima da temperatura de 727°C (temperatura do ponto eutetóide), indicada por uma linha horizontal traço-ponto, encontra-se a austenita, que também é avistada à esquerda da curva que representa o início da transformação. Contudo, pode-se observar que em temperaturas logo abaixo da temperatura do eutetóide, são necessários tempos muito longos para que ocorra uma transformação de fase de 50%. Sendo que, à medida que se desloca para

temperaturas intermediárias no gráfico, a taxa para que ocorra transformação de austenita em outras fases aumenta (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

A presença de outros elementos de liga, tais como o Cr, Ni, W, V e Mo, pode gerar importantes alterações nas posições e formas das curvas de transformação isotérmica, podendo deslocar a inflexão da transformação da austenita em perlita para tempos mais longos e também formar uma inflexão separada para a bainita. Essas diferenças podem ser observadas ao se comparar o diagrama da Figura 3 com o da Figura 4, onde estão demonstrados, respectivamente, a curva para um aço-carbono e para um aço-liga.

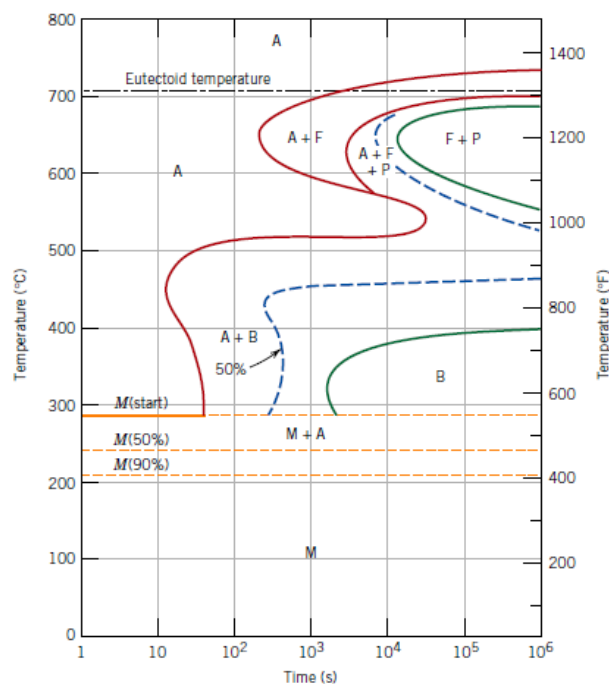


Figura 4 – Diagrama de transformação isotérmica para um aço-liga (AISI 4340)

Fonte: Callister e Rethwisch (2012, p.365).

De acordo com Silva e Mei (2006) e Callister e Rethwisch (2012), há uma série de restrições impostas para o emprego das curvas ITT, e a mais importante delas é que estes gráficos só são precisos para as transformações em que a temperatura da liga é mantida constante ao longo de toda a duração da reação. Os tratamentos térmicos isotérmicos não são

os mais práticos de se executar, pois a liga deve ser resfriada rapidamente desde uma temperatura acima do eutetóide, e ser mantida em uma temperatura também elevada para que ocorram as transformações de fase. Segundo Colpaert (2008) e Callister e Rethwisch (2012), a maioria dos tratamentos térmicos para os aços envolvem o resfriamento contínuo da peça até a temperatura ambiente, e os diagramas ITT são válidos apenas para condições em que a temperatura é mantida constante. Por razões práticas, o diagrama deve ser alterado para demonstrar as transformações que ocorrem conforme se varia a temperatura constantemente durante o resfriamento, obtendo-se, assim, os diagramas CCT. Na Figura 5 pode-se verificar um exemplo desse diagrama para o aço SAE 1045.

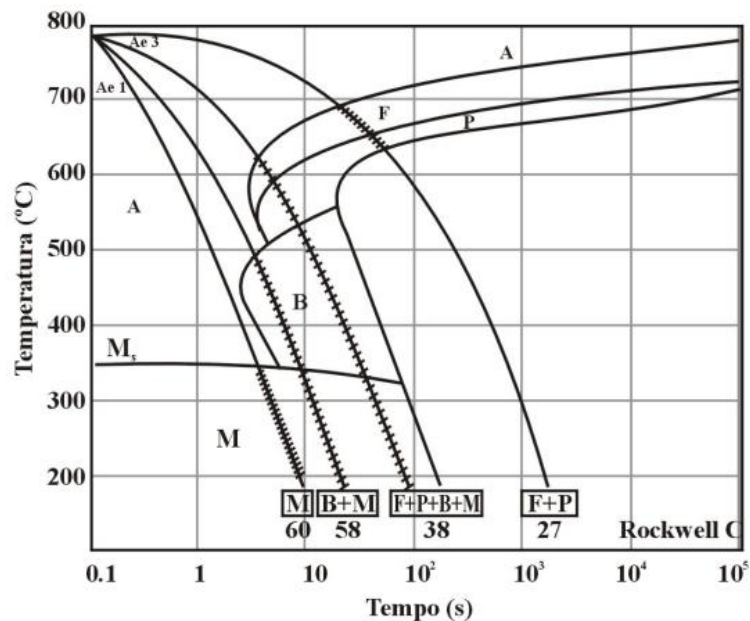


Figura 5 – Diagrama de resfriamento contínuo para um aço com teor de 0,44% p de C

Fonte: Colpaert (2000).

No gráfico pode-se verificar que as linhas rasuradas indicam uma transformação de fase, e os microconstituintes obtidos dependem da taxa de resfriamento aplicada. Callister e Rethwisch (2012) afirmam que no resfriamento contínuo o tempo para que ocorra o início e o término das transformações sofre retardação, e as curvas isotérmicas são deslocadas para

tempos mais longos e temperaturas mais baixas. O carbono e outros elementos de liga deslocam as inflexões da curva, dessa forma, é comum se adicionar elementos de liga aos aços para facilitar a formação de martensita durante a têmpera, além de propiciar a transformação martensítica mesmo em peças com geometrias espessas.

Ademais, o carbono influencia positivamente na temperabilidade do material, ou seja, ligas com teores baixos de carbono, menores que 0,25%p, não são submetidas a têmpera, uma vez que se necessitaria de uma taxa de resfriamento extremamente alta para a obtenção de martensita. Convém ressaltar que os elementos de liga adicionados ao aço tornam as reações complexas e aumentam a temperabilidade. Dependendo da quantidade, esses elementos podem fazer com que se consiga martensita no aço mesmo com resfriamento ao ar. Por fim, o aumento do tamanho de grão da austenita também favorece a formação de martensita em detrimento à formação de perlita, uma vez que a menor quantidade de contornos de grão inibe a nucleação de perlita que, de forma geral, ocorre nos contornos (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009; CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Através da Figura 6 é possível analisar a influência dos elementos de liga no deslocamento das curvas TTT.

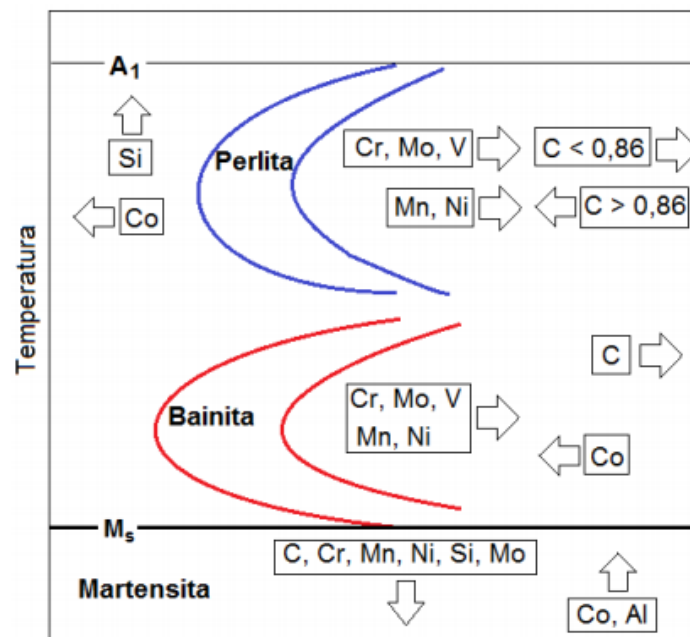


Figura 6 – Influência dos elementos de liga nas curvas TTT

Fonte: Soares (1987).

3.2 AÇOS CARBONO

Os aços carbono são ligas muito típicas de ferro e carbono contendo, em geral, de 0,008%p até 1,20%p de carbono, além de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação.

Os aços carbono podem ser divididos de acordo com o teor de carbono, conforme demonstrado pela Tabela 1.

Tabela 1- Composição e características dos aços carbono

Teor de Carbono	Nome e Características
Menos de 0,15%p	Aço extra doce (Muito baixo teor de C)
0,15 a 0,25%p	Aço doce (Baixo teor de C)
0,25 a 0,40%p	Aço meio doce (Médio teor de C)
0,40 a 0,60%p	Aço meio duro (Alto teor de C)
0,60 a 0,80%p	Aço duro (Muito alto teor de C)
Acima de 0,80%p	Aço extra duro (Extra alto teor de C)

Fonte: Adaptado de Silva e Mei (2006).

Juntamente com alguns aços-liga, os aços carbono podem ser considerados como aços com até cerca de 0,6%p de C, sendo usualmente produzidos para atender faixas de composição química, uma vez que sofrem tratamentos térmicos para obter as propriedades finais após o processamento. Dessa forma, a principal característica que é notada ao se definir a composição química é a temperabilidade (SILVA e MEI, 2006).

De acordo com a classificação dos aços carbono, o aço SAE 1045 pode ser denominado um aço de médio e alto teor de carbono, apresentando uma temperabilidade relativamente baixa, ou seja, com pouca penetração de dureza na seção transversal da peça. Em geral, possui uma boa relação entre resistência mecânica e resistência à fratura. Sendo assim, o aço SAE 1045 é utilizado na fabricação de componentes de uso geral onde seja

necessária uma resistência mecânica superior à dos aços de baixo carbono convencionais (GALLO, 2006).

3.3 AÇOS PARA FERRAMENTAS

Desde a Revolução Industrial no século XIX aumentou-se a busca por ferramentas de alto desempenho que apresentassem uma alta durabilidade em condições severas de uso. No início do século XX surgiram os aços rápidos, os aços para trabalho a quente e os aços para trabalho a frio, marcando a evolução destes materiais (SILVA e MEI, 2006).

Os aços ferramenta são uma classe de materiais metálicos na qual, sobre uma base de aço carbono, se introduz elementos de liga para a obtenção de outras propriedades. Em estado recozido, a microestrutura dos aços ferramenta consiste em uma matriz macia com carbonetos dispersos. Esses carbonetos podem ser de cromo, tungstênio, molibdênio ou vanádio, de acordo com a composição química do aço. Os carbonetos são caracterizados pela alta dureza, o que resulta numa alta resistência ao desgaste (SARTORI, 2004).

Os aços destinados às aplicações em ferramentais devem apresentar resistência ao desgaste, resistência ao trincamento e tenacidade, pois estão sujeitos às mais rigorosas solicitações durante o uso (AMÉRICO, 2007). São utilizados em moldes, matrizes, dispositivos e diversos componentes empregados em processos de corte e conformação de outros materiais. Além de aplicados no setor metal mecânico, eles também são largamente utilizados na indústria de processamento de polímeros e cerâmicas. Observa-se, assim, que quase todos os setores utilizam de forma direta ou indireta os aços ferramenta (SILVA, 2013).

Na Tabela 2 pode-se verificar a classificação dos aços ferramenta segundo a AISI (*American Iron and Steel Institute*) de acordo com a utilização e a presença de elementos de liga.

Tabela 2 - Classificação AISI dos aços ferramenta

Grupos	Características
Aços-ferramenta de Baixa Liga	
W	Aços temperáveis em água (<i>Water</i>)
Aços Resistentes ao Choque (Shock)	
S	Possui médio teor de carbono (tenacidade)
Aços para Fins Especiais	
L	Tipo baixa liga (<i>Low alloy</i>)
F	Tipo carbono-tungstênio
P	Aços para moldes
Aços para Trabalho a Frio	
O	Aços temperáveis em óleo (<i>Oil</i>)
A	Aços temperáveis ao ar (<i>Air</i>)
D	Aço com alto teor de carbono e alto teor de cromo
Aços para Trabalho a Quente	
H1 – H19	Ligado ao cromo
H20 – H39	Ligado ao tungstênio
H40 – H59	Ligado ao molibdênio
Aços Rápidos	
T	Ligado ao tungstênio
M	Ligado ao molibdênio

Fonte: Adaptado de Silva e Mei (2006).

3.3.1 Aços para Trabalho a Frio

Aços utilizados como ferramentas para trabalho a frio são usados em operações de conformação, corte, dobramento, estampagens, extrusão e rebarbação de outros materiais em temperaturas relativamente baixas, além de serem utilizados como punções, matrizes de perfis, laminadores de rosca e ferramentas para calibração, como exemplificados pela Figura 7 (SOARES, 2006).

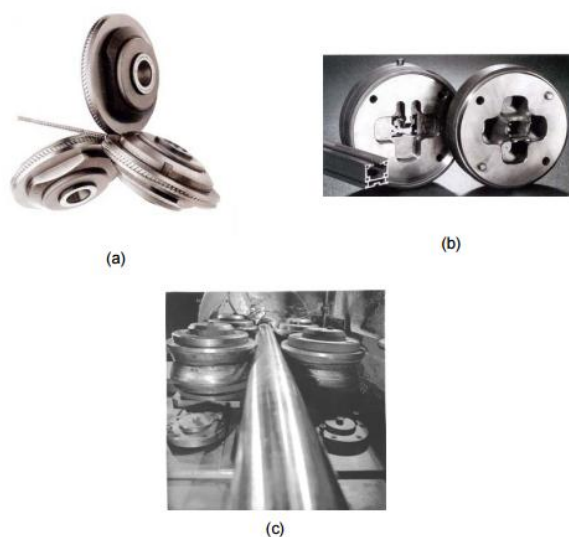


Figura 7 - Aplicações típicas de aços-ferramenta para trabalho a frio. a) Ferramental de calibração e acabamento de vergalhões; b) Moldes de extrusão para perfis de alumínio; c) Ferramentas de conformação para tubos de aço inoxidável.

Fonte: Adaptado de Soares (2006, p.10).

De acordo com Silva e Mei (2006) e com Soares (2006), é desejável que a estrutura dos aços ferramenta para trabalho a frio apresentem uma matriz martensítica de alto carbono revenida e partículas pequenas de carbonetos dispersos na matriz.

Para essas aplicações mencionadas, os aços ferramenta para trabalho a frio devem apresentar alta dureza, alta resistência ao desgaste e grande estabilidade dimensional. Embora as propriedades tribológicas sejam as mais significativas no estudo destes materiais, as outras propriedades mecânicas são extremamente relevantes, já que durante o uso estes materiais estarão submetidos a solicitações mecânicas estáticas e dinâmicas (SOARES, 2006).

Ainda de acordo com Soares (2006), as séries D, O e A são as principais famílias AISI de aços para trabalho a frio. Todos os aços pertencentes a estas séries têm em comum o elevado teor de carbono, que gera o aumento da dureza e conseqüentemente aumenta a resistência ao desgaste. Os elementos de liga que afetam a quantidade e distribuição dos carbonetos na matriz são os responsáveis por diferirem os aços presentes nestas séries.

Os aços da série D, conhecidos como *Die Steels* ou aços indeformáveis, possuem um alto teor de cromo e de carbono, o que leva a formação de carbonetos de cromo e proporciona resistência ao desgaste e baixa distorção durante o tratamento térmico. Nesta série, o aço D2 é

o mais utilizado a nível global, no entanto, o aço AISI D6 possui propriedades mecânicas semelhantes e é um material que pode substituir o D2, embora tenha composição química diferente (SILVA e MEI, 2006; BRESSAN, 2007).

Já os aços da série O, também conhecidos como *Oil Hardening*, são os mais empregados em ferramentas. As características que os fazem ser muito utilizados em ferramentas para trabalho a frio são a pequena deformação durante a têmpera, a boa temperabilidade, a elevada dureza após o tratamento, entre outras características. Nesta série, o aço O1 é o mais aplicado, possuindo significativa fração de tungstênio e baixos teores de cromo e vanádio.

Por outro lado, os aços da série A, também conhecidos como *Air Hardening*, possuem teores de elementos de liga intermediários entre as séries D e O. São aços que possuem a capacidade de se temperar ao ar; além de apresentarem características mecânicas intermediárias. O aço A2 é o mais comum nesta série, apresentando alta resistência à abrasão e boa tenacidade (SOARES, 2006; SILVA e MEI, 2006; AMÉRICO, 2007; SILVA, 2013).

3.3.2 Aços da Série D

Segundo Silva e Mei (2006), durante a Primeira Guerra Mundial os aços da série D foram desenvolvidos com o intuito de substituir os aços rápidos. Apesar de não possuírem um bom desempenho em aplicações com elevada temperatura, devido à perda de dureza, estes aços apresentam uma alta resistência ao desgaste e grande indeformabilidade devido à presença de carbonetos de cromo que se formam após o tratamento térmico e, portanto, são bastante aplicados em matrizes e punções onde as temperaturas não são muito elevadas.

Os aços presentes nesta série apresentam cerca de 1,50 a 2,20%p de carbono e 12%p de cromo. Essa composição propicia a segregação dos carbetos durante a solidificação no lingote, tornando-os impróprios para aplicação direta em ferramentas e, por isso, há a necessidade de se fazer uma distribuição dos carbonetos através de processos como o forjamento. Além disso, este teor de cromo não é suficiente para que ocorra a formação de um filme de passivação estável, como ocorre nos aços inoxidáveis, já que uma grande parte deste

elemento se encontra combinado na forma de carbonetos, tanto em estado recozido quanto temperado e revenido (SOARES, 2006).

Com o aquecimento, os elementos de liga se solubilizam na austenita, e por meio do resfriamento, os elementos formadores de carboneto se precipitam, formando carbonetos durante a solidificação, aumentando a dureza do material. A elevação da temperatura aumenta a tendência ao aparecimento de elementos de liga e carbono em solução na austenita, gerando o aumento da temperabilidade do material, uma vez que este fato reduz as temperaturas M_s e M_f .

Entretanto, ocorre o surgimento de quantidades significativas de austenita retida após a têmpera, e uma forma de se eliminar esta fase é através do tratamento subzero que, no entanto, pode levar facilmente a formação de trincas. Por esta razão, recomenda-se o revenimento múltiplo nestes aços com o intuito de se eliminar ou reduzir a austenita retida, proporcionando o aumento da dureza e a redução das tensões residuais, uma vez que no primeiro revenimento pode ocorrer a formação de mais martensita, ainda não revenida, levando-se a necessidade de se aplicar mais um revenimento. A eliminação dessa fase é importante para garantir que o componente apresente estabilidade dimensional, uma vez que a austenita pode sofrer transformação induzida por deformação durante a aplicação (SILVA e MEI, 2006).

Os aços mais comuns que compõem esta série são o D2, D3, D4 e D6. Apesar do D2 ser o mais utilizado mundialmente, o D3 e o D6 proporcionam vidas mais longas do ferramental, sendo o aço D6 o mais aplicado em ferramentas para trabalho a frio no Brasil (SARTORI, 2004; SILVA e MEI, 2006).

De acordo com Sousa et al. (2008), o AISI D6 possui Cr juntamente com Mn para aumentar a temperabilidade e torná-lo temperável ao ar e em óleo. O V é adicionado com o intuito principal de impedir o crescimento do grão e formar carbonetos estáveis e extremamente duros.

Os aços desta série apresentam alta resistência ao desgaste e são aplicados principalmente em matrizes para corte, estampagem, embutimento, punções de alta solitação, facas para tesoura de alto rendimento, pentes para laminação de roscas, feiras de trefilação, fresas, brochas, moldes para prensagem de cerâmicos, ferramentas para prensas de extrusão, facas para corte de chapas de aço de alto silício, entre outras aplicações (SILVA e MEI, 2006).

3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os tratamentos térmicos dos aços e ligas especiais são muito utilizados para alteração das propriedades mecânicas dos componentes de acordo com a aplicação a que lhes são destinadas. A obtenção de um melhor desempenho das propriedades mecânicas, fazendo-se uso de um aço com uma mesma composição química e processo de fabricação, pode ocorrer através da otimização dos tratamentos térmicos aplicados à peça, sabendo-se que a velocidade de resfriamento, a temperatura, o tempo e o meio de resfriamento são os parâmetros principais de um tratamento térmico (GRACIOSO, 2003).

De acordo com Chiaverini (1986), os tratamentos térmicos podem ser definidos como um conjunto de operações nas quais o metal é aquecido e resfriado, controlando-se o tempo, a temperatura, o resfriamento e a atmosfera, de modo a se modificar a estrutura física do material e atribuir-lhe propriedades e características específicas.

Os tratamentos térmicos aplicados a uma peça podem ser utilizados para remoção de tensões internas, aumento ou diminuição de dureza, aumento da resistência mecânica, melhoria da usinabilidade, aumento da resistência ao desgaste, elevação da resistência à corrosão, melhoria das propriedades magnéticas, elétricas, entre outras (CHIAVERINI, 1986; SILVA e MEI, 2006; REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009).

Os tratamentos térmicos englobam uma ampla faixa de temperatura de aquecimento e arrefecimento, além de diversas taxas de resfriamento. Os mais frequentemente utilizados no meio industrial são a normalização, o recozimento, a têmpera e o revenimento (SILVA e MEI, 2006). Para se executar estes tratamentos deve-se ter conhecimento dos diagramas de equilíbrio das ligas metálicas, além da influência da velocidade de resfriamento sobre as transformações estruturais (CHIAVERINI, 1986).

O recozimento tem como objetivo a redução da dureza do aço, o aumento da sua ductilidade e usinabilidade, facilitando a conformação mecânica a frio e promovendo a alteração da microestrutura do material, tais como o ajuste do tamanho dos grãos e a regularização da textura bruta de fusão, além de proporcionar a remoção de tensões oriundas de processos de fundição e conformação mecânica. Há três tipos principais de recozimento, a saber: recozimento pleno ou supercrítico, recozimento subcrítico e esferoidização (CHIAVERINI, 1986; SILVA e MEI, 2006).

Com finalidades semelhantes às do recozimento, a normalização é indicada para se obter a homogeneização da estrutura após o forjamento e antes da têmpera ou revenimento (SILVA e MEI, 2006). A taxa de resfriamento das amostras para este tratamento é intermediária, usualmente sendo resfriadas ao ar após a austenitização (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009). Dessa forma, este tratamento é realizado através da completa austenitização do aço, seguido de resfriamento ao ar estacionário ou agitado. No entanto, aços ligados que sofrem a transformação martensítica ao ar não podem ser normalizados. A estrutura obtida é a perlítica refinada (SILVA e MEI, 2006) e, neste caso, obtêm-se propriedades mecânicas ligeiramente superiores ao se comparar com peças apenas recozidas (CHIAVERINI, 1986).

Por outro lado, as condições de aquecimento da têmpera são muito parecidas às que são realizadas no recozimento e na normalização, porém, o resfriamento é muito rápido, uma vez que, em geral, se mergulham as peças em meios líquidos logo após o aquecimento, exceto para aços temperáveis ao ar (CHIAVERINI, 1986). Segundo Reed-Hill et al. (2009), comparando-se com os tratamentos anteriores, na têmpera em óleo a velocidade de resfriamento das amostras após a austenitização é maior. A microestrutura obtida é uma mistura de perlita e martensita. Já no tratamento de têmpera utilizando-se a água como meio de resfriamento, há uma elevadíssima taxa de arrefecimento, o que resulta numa estrutura totalmente martensítica, dependendo das dimensões geométricas do componente tratado. No entanto, de acordo com Chiaverini (1986), Silva e Mei (2006), Colpaert (2008) e Callister e Rethwisch (2012), a microestrutura obtida após a têmpera em diferentes meios de resfriamento depende da temperabilidade do material, sendo esta influenciada por diversos fatores.

3.4.1 Têmpera

A têmpera é o tratamento térmico mais importante aplicado aos aços, principalmente aqueles empregados na construção mecânica (CHIAVERINI, 1986). O tratamento de têmpera consiste basicamente em aquecer o material até a temperatura de austenitização e resfriá-lo

rapidamente até uma temperatura abaixo da M_s (*Martensite Start Temperature*), de modo a evitar a transformação da austenita em bainita ou perlita. Conforme mostrado no tópico 3.1.2, a estrutura metaestável obtida é a martensita (SILVA e MEI, 2006), que é uma fase microestrutural muito importante e responsável pelo desenvolvimento da dureza do material, uma vez que esta estrutura é formada devido a uma supersaturação de carbono na estrutura do ferro, provocando distorções na rede cristalina (ASM HANDBOOK, 1991).

Ainda segundo Silva e Mei (2006), cada aço possui uma curva TTT particular, sendo assim, a taxa de resfriamento mínima para promover a transformação martensítica durante o resfriamento varia em uma ampla faixa de acordo com a liga.

A profundidade de endurecimento e a distribuição da dureza ao longo da peça temperada depende da temperabilidade do aço, da geometria da peça, da temperatura de austenitização e do meio de têmpera (COLPAERT, 2008), pois as velocidades de resfriamento na superfície e no centro de uma amostra de tamanho apreciável são diferentes. Obviamente a discrepância entre as taxas no centro e na superfície aumenta de acordo com a severidade do resfriamento (ASM HANDBOOK, 1991). Do mesmo modo, pode-se averiguar que no tratamento térmico de recozimento, há pouca diferença entre a taxa de resfriamento na superfície e no centro, uma vez que a velocidade de resfriamento é lenta. Entretanto, em altas taxas de arrefecimento, como ocorre na têmpera, a velocidade de resfriamento no centro e na superfície da amostra é diferente, podendo resultar na formação de microestruturas completamente distintas nessas duas regiões (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009), este fato demonstra a importância de se obter uma boa homogeneização da microestrutura e o emprego de um correto meio de resfriamento (SILVA e MEI, 2006).

3.4.2 Martensita

Como previamente mencionado, a martensita é uma fase metaestável que comumente se forma após o tratamento térmico de têmpera. Para o caso dos aços, esta fase é resultante do rápido arrefecimento da austenita, e a sua transformação ocorre por mecanismos de

cisalhamento da estrutura, sem que ocorra alteração significativa da composição química por difusão. Ela pode estar presente em vários sistemas de ligas não-ferrosas, entretanto, é mais conhecida como sendo uma fase típica do sistema Fe-C (SILVA e MEI, 2006).

Se o resfriamento da peça for lento, haverá tempo suficiente para que ocorram fenômenos de difusão, formando-se perlita e ferrita. Por outro lado, ao se resfriar a peça de forma brusca, o tempo não é suficiente para que a austenita se decomponha por mecanismos de difusão atômica e obtém-se, assim, a martensita, formada apenas pelo cisalhamento da estrutura. As deformações geradas durante a sua transformação e a grande quantidade de energia elástica dispendida para a sua formação, faz com que a martensita seja considerada uma fase longe do equilíbrio termodinâmico (COLPAERT, 2008; REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009; CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

De forma mais detalhada, a transformação austenita-martensita ocorre através do rápido arrefecimento, onde o carbono não tem tempo para se difundir e fica “aprisionado”, causando uma distorção da rede e impossibilitando que a estrutura se transforme em cúbica de corpo centrado. Por esta razão, a martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro, resultando numa estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), que basicamente é a distorção da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) do ferro, sendo responsável pela alta resistência mecânica, associada à dureza e a resistência ao desgaste (SOARES, 2006; SILVA, 2006).

Segundo Callister e Rethwisch (2012), a martensita é uma fase extremamente dura e frágil, apresentando ductilidade desprezível. Em contraste aos aços com estrutura perlítica, acredita-se que a resistência e a dureza da fase martensítica não estejam associadas à sua microestrutura, e sim atribuídas à eficiência dos átomos intersticiais de C em restringir o movimento das discordâncias e ao número relativamente baixo de sistemas de escorregamento presentes na estrutura TCC. Na Figura 8 é demonstrado as estruturas antes e após a transformação martensítica.

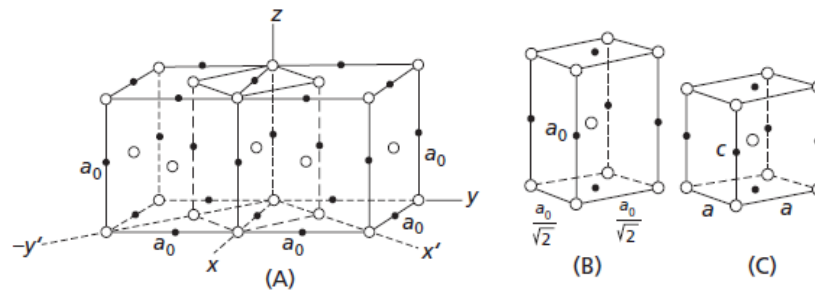


Figura 8 - Distorção da rede e transformação da estrutura. a) Estrutura CFC; b) Representação tetragonal da austenita; c) Estrutura tetragonal da martensita

Fonte: Adaptado de Reed-Hill et al. (2009, p.622).

Dessa forma, aços com médio e altos teores de carbono, tais como o SAE 1045 e AISI D6, tem a capacidade de sofrerem a transformação martensítica. A tetragonalidade da estrutura, que é a medida entre os eixos a e c , aumenta com o teor de carbono na liga (SOARES, 2006; REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009). Em aços com menores teores de carbono, a martensita se apresenta na forma de ripas ou escorregada, conhecidas como *lath martensite*. Já em aços com maiores concentrações de carbono, a formação de martensita é agulhada ou chamada de *thin plates* (SILVA e MEI, 2006).

3.4.3 Meios de Têmpera

Após a transformação austenítica promovida pelo aquecimento, o aço deve ser resfriado para a obtenção da martensita e consequente elevação da dureza. A taxa de resfriamento é dependente dos meios de têmpera, que são comumente a água (pura, com adição de sais ou de polímeros), o óleo e o ar (ASM HANDBOOK, 1991; SILVA e MEI, 2006; CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Apesar de idealizado, o meio de têmpera ideal é aquele capaz de remover o calor da superfície e do centro com a mesma velocidade de resfriamento. A velocidade de resfriamento

é medida pela severidade da têmpera, conhecida como H. Na Tabela 3, estão representados a relação do valor da severidade da têmpera (H) para os meios de arrefecimento comerciais (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009).

Tabela 3 - Severidade de meios de têmpera

Severidade da têmpera (H)	Meio de Têmpera
0,20	Têmpera em óleo sem agitação
0,35	Têmpera em óleo com agitação moderada
0,50	Têmpera em óleo com boa agitação
0,70	Têmpera em óleo com agitação violenta
1,00	Têmpera em água sem agitação
1,50	Têmpera em água com forte agitação
2,00	Têmpera em salmoura sem agitação
5,00	Têmpera em salmoura com agitação violenta
∞	Meio de têmpera ideal

Fonte: Reed-Hill et al. (2009).

Através dos dados demonstrados na Tabela 3, observa-se que a água e a salmoura são os meios de têmpera mais severos e, além disso, é possível verificar a importância da agitação durante a têmpera (CALLISTER e RETHWISCH, 2012), com o intuito de se auxiliar na convecção e remoção de bolhas que se formam devido ao fluxo de calor do metal para o líquido durante o banho. A salmoura, a água e o óleo possuem maior severidade de têmpera, em ordem decrescente, e este fato está relacionado com a capacidade de remoção das bolhas de vapor da superfície. O sal presente no banho de salmoura provoca pequenas explosões

próximas à superfície quente da amostra, promovendo uma agitação violenta da solução que cerca o metal. O óleo, por sua vez, possui maior viscosidade que a água, dificultando que as bolhas formadas se movimentem no fluido (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009).

Normalmente, de acordo com Colpaert (2008), se seleciona a água como meio de têmpera quando a peça tratada possui uma geometria simples e, neste caso, é tolerada uma maior distorção da peça, que pode ser recuperada por meio de usinagem após o tratamento. Quando se trata de peças em que a distorção e a possibilidade de aparecimento de trincas são um fator crítico, deve-se utilizar meios de têmpera menos severos, como o óleo e o ar.

Durante o resfriamento surgem gradientes de temperatura na peça que geram acúmulos de tensões internas que são associadas à contração gerada pelo resfriamento, à expansão associada com a transformação martensítica e às mudanças bruscas na seção do componente, além de outros concentradores de tensão (SILVA e MEI, 2006). Um resfriamento não uniforme, com algumas áreas de fluido estagnado ou com baixa circulação, pode gerar tensões internas na peça que levam ao aparecimento de trincas (COLPAERT, 2008).

Por esta razão, dependendo da combinação dos esforços e da magnitude das tensões geradas, podem ocorrer fenômenos de deformação plástica no material, aparecimento de trincas e acúmulo de tensões residuais. Portanto, torna-se importante se fazer o tratamento de revenimento após a têmpera, com o intuito de se reduzir e/ou eliminar estes problemas (SILVA e MEI, 2006).

3.4.4 Variáveis que Afetam a Temperabilidade de um Aço

A temperabilidade de um aço é influenciada pela composição química e pelo tamanho de grão da austenita que o material possui no momento da têmpera (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009; CALLISTER e RETHWISCH, 2012), além da homogeneidade da microestrutura austenítica inicial (COLPAERT, 2008). Ressalta-se que um metal com alta temperabilidade é aquele no qual, mesmo com lentas taxas de resfriamento, a fase austenítica transforma-se em martensita sem formar perlita e ferrita. Portanto, qualquer

fator que diminua a nucleação e crescimento da fase perlítica na microestrutura aumenta a temperabilidade do aço (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009; CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Segundo Silva e Mei (2006), para se aumentar a temperabilidade do aço deve-se deslocar a curva ITT para tempos maiores, retardando a formação da perlita e da bainita. Para se deslocar a curva ITT pode-se tomar algumas medidas:

- Obtenção de granulação grosseira da austenita, de forma a diminuir áreas de nucleação heterogênea dos compostos não desejáveis, uma vez que os contornos de grão facilitam o aparecimento de perlita e ferrita;
- Introdução de determinados elementos de liga, tais como ocorre nos aços ferramenta;
- Obtenção da fase austenítica homogênea, sem o aparecimento de inclusões ou precipitados, dificultando a nucleação de compostos difusionais (perlita, cementita, ferrita e bainita).

3.4.4.1 Tamanho de grão da austenita

O crescimento do grão da austenita depende da temperatura e do tempo de aquecimento, além de ser controlado pela presença de partículas finas dispersas no material (SILVA e MEI, 2006).

De acordo com Reed-Hill et al. (2009), ao se aquecer o material até o campo austenítico, a estrutura se transforma de um agregado de cementita e ferrita em grãos de austenita se formando por nucleação e crescimento de forma heterogênea nas interfaces cementita-ferrita. Devido à alta área interfacial disponível para a nucleação, a quantidade de grãos de austenita que se originam é grande. Portanto, a transformação do aço no aquecimento é caracterizada por um tamanho de grão austenítico pequeno. No entanto, os movimentos térmicos dos átomos, no campo austenítico, são rápidos e capazes de promover o crescimento dos grãos. Dessa forma, tempos longos de aquecimento e altas temperaturas promovem o aumento do tamanho dos grãos iniciais de austenita.

Geralmente o crescimento do grão austenítico é rápido nos primeiros dez minutos de aquecimento, no restante do tempo o crescimento é apenas marginal. Sendo assim, para se promover o crescimento dos grãos de forma significativa, é necessário se aumentar a temperatura do forno (SILVA e MEI, 2006). No entanto, segundo Chiaverini (1986), apesar da maior segurança na obtenção de uma estrutura homogênea em temperaturas mais altas que a de recristalização, esta medida acarretará num maior crescimento dos grãos finais, podendo prejudicar as propriedades do material. E, além da temperatura, um longo tempo de permanência no forno causa crescimento indesejável de grãos e maior possibilidade de oxidação da peça, além de aumento dos custos energéticos com o tratamento.

Apesar dos cuidados que devem ser tomados com o crescimento excessivo dos grãos apontado por Chiaverini (1986), Reed-Hill et al. (2009) relata que, neste caso, o tamanho do grão da austenita antes do material ser resfriado influi nas propriedades finais da peça, inclusive na resposta à tempera. Eles explicam que a temperabilidade do aço sofre influência do tamanho de grão da austenita devido à maneira heterogênea pela qual a perlita se nucleia nos contornos de grão austeníticos. Pois, apesar da velocidade de crescimento da perlita não depender do tamanho de grão da austenita, a taxa de formação de núcleos varia de forma direta com a superfície disponível para a sua origem. Sendo assim, como um aço de grãos austeníticos refinados possui maior área de contorno de grão que um aço de granulação grosseira, a formação de perlita é mais rápida nestes casos e, portanto, aços com grãos de austenita menores possuem menor temperabilidade, já que a perlita se forma em detrimento a martensita.

Apesar disso, Silva e Mei (2006) afirmam que não é muito comum promover o aumento do tamanho de grão da austenita para melhorar a temperabilidade do material, uma vez que esta prática vem acompanhada de efeitos nocivos às propriedades do aço, tais como a diminuição da ductilidade em aços com altos teores de C e aumento da fragilidade e, além disso, é comum o aparecimento de trincas devido aos choques térmicos decorrentes do tratamento de têmpera em amostras com granulação grosseira. Portanto, para se aumentar a temperabilidade, normalmente se introduz elementos de liga no material, e não a indução do crescimento forçado do grão de austenita através de um longo período de tempo de aquecimento ou a sujeição do aço a temperaturas muito acima da temperatura crítica de austenitização.

3.4.4.2 Influência dos elementos de liga

Dentre os elementos presentes no material, a temperabilidade de um aço está intensamente relacionada ao teor de carbono da liga (CALLISTER e RETHWISCH, 2012). Enquanto o carbono apresenta forte efeito sobre a dureza da martensita, a maior parte dos elementos de liga introduzidos ao aço retardam as transformações de decomposição difusional da austenita, diminuindo o aparecimento de perlita e ferrita, como mostrado pelas curvas TTT. Ou seja, a velocidade crítica para formação de martensita é menor em aços que possuem uma grande quantidade de elementos de liga (COLPAERT, 2008), tal como o AISI D6.

Dentre os elementos de liga normalmente incorporados ao aço, o cobalto é um dos únicos que afeta de forma negativa a temperabilidade. Isso ocorre porque este elemento propicia a nucleação e aumenta a velocidade de crescimento de perlita em detrimento à formação de martensita (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009). Por outro lado, como dito anteriormente, os elementos de liga, tais como o Cr, o Mo, o V e o W, propiciam o aumento da temperabilidade do material (CALLISTER e RETHWISCH, 2012). O efeito dos elementos de liga na temperabilidade do material foi descrito no tópico 3.1.2, e a Figura 6 demonstra as modificações sofridas pelas curvas TTT ao se adicionar determinados elementos.

3.4.5 Revenimento

Segundo Reed-Hill et al. (2009), os aços temperados possuem em sua microestrutura normalmente uma mistura de austenita retida e martensita, sendo a martensita a fase predominante. Estas duas fases lentamente se decompõem em temperatura ambiente devido à instabilidade. Dessa forma, devido às mudanças volumétricas associadas às duas reações de decomposição, ao longo do tempo e em temperatura ambiente, as peças temperadas sofrem alterações dimensionais, gerando tensões acumuladas.

Por esta razão, após o tratamento térmico de têmpera, o material possui um significativo nível de tensões residuais, além de uma baixa tenacidade e ductilidade,

impossibilitando o seu emprego na maioria das aplicações (COLPAERT, 2008). Uma vez que a martensita é extremamente dura e frágil, as peças neste estado de alto tensionamento interno possuem um risco grande de sofrer rupturas (SILVA e MEI, 2006). Dessa forma, segundo Silva e Mei (2006) e Colpaert (2008), torna-se essencial fazer o tratamento térmico de revenimento posteriormente à têmpera, com o intuito de se aliviar as tensões decorrentes da transformação martensítica.

Em alguns casos, o revenimento consiste basicamente em se aquecer o material em temperaturas inferiores a temperatura de austenitização, mantendo a peça nesta temperatura até determinado período de tempo (SILVA e MEI, 2006) para se modificar a estrutura obtida na têmpera, de forma a reduzir as tensões internas, aumentar a ductilidade e tenacidade do material, e ajustar a sua resistência mecânica ao nível requerido (CHIAVERINI, 1986; COLPAERT, 2008).

O processo de revenimento envolve a segregação do carbono em defeitos do reticulado, a precipitação de carbonetos, a decomposição da austenita retida e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica. Assim, o objetivo do revenimento é promover a difusão para se alcançar uma estrutura mais estável e menos frágil (SOARES, 2006).

O tempo e a temperatura de aquecimento durante o revenimento influenciam na alteração das propriedades do material. De acordo com Silva e Mei (2006), a queda da dureza é significativa nos primeiros dez minutos de tratamento, e a partir de duas horas de aquecimento, o processo de redução já não é mais tão expressivo. Para se dar continuidade na redução da dureza do aço é mais usual se aumentar a temperatura do forno do que mantê-lo numa temperatura inferior por um período de tempo mais longo.

Após o emprego do tratamento térmico de têmpera e revenimento obtêm-se a martensita revenida, sendo esta a microestrutura que proporciona a melhor combinação de resistência e tenacidade em aços. Sendo assim, uma estrutura metálica que poderia ser produzida a partir de aços normalizados, pode ser substituída pelo mesmo aço tratado com têmpera e revenimento, resultando numa melhor combinação de propriedades e que, para uso prático, geraria a diminuição do peso da estrutura, uma vez que, como estes tratamentos proporcionam maior resistência ao material, seria necessária uma menor quantidade de massa para suportar as condições de uso (COLPAERT, 2008).

Devido a difusão atômica, de acordo com a temperatura aplicada, pode ocorrer uma reação em que a martensita, monofásica de estrutura TCC e supersaturada com carbono, se

transforma em martensita revenida, composta pelas fases estáveis de ferrita e cementita. A microestrutura da martensita revenida consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformes dispersas em uma matriz contínua de ferrita. A microestrutura se assemelha a da cementita globulizada, exceto que as partículas são muito, muito menores. A dureza e a resistência proporcionada por esta microestrutura podem ser explicadas pela grande área de interface entre as duas fases, que atuam como barreiras à propagação de discordâncias, uma vez que as partículas de cementita dispersas na matriz ferrítica são muito finas. A matriz de ferrita proporciona o ganho de ductilidade e tenacidade do material revenido (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Comumente aços para trabalho a frio com alto teor de elementos de liga apresentam endurecimento secundário, resultando numa retardação da queda das propriedades mecânicas e aumento nos valores de dureza. As elevadas temperaturas de revenimento permitem a difusão de átomos de elementos de liga substitucionais como o V, Cr, W e Mo, e faz com que ocorra a precipitação de carbonetos (SOARES, 2006; REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009). É comum se aplicar o revenimento múltiplo em aços de alta temperabilidade, com o intuito de gerar o alívio de tensões, o revenimento da martensita e a precipitação de carbonetos na austenita retida. A diminuição do teor de C dissolvido na austenita retida, devido a precipitação de carbonetos, aumenta sua temperatura M_s e o material tempera durante o resfriamento do primeiro revenimento. O segundo revenimento tem o objetivo de reverter esta nova martensita formada (SILVA e MEI, 2006).

3.4.5.1 Transformações no revenimento

Segundo Colpaert (2008), a metaestabilidade da martensita faz com que durante o seu aquecimento, mesmo em temperaturas abaixo da zona crítica, ocorra a transformação para fases mais próximas do equilíbrio. De acordo com Reed-Hill et al. (2009), esta metaestabilidade ocorre devido à ocupação dos átomos de carbono nos interstícios em que se encontravam na estrutura.

Ao se fornecer energia para que ocorram mecanismos de difusão, como ocorre no revenimento, o carbono sairá da supersaturação martensítica e se precipitará como cementita, acarretando na diminuição da dureza (SILVA e MEI, 2006). Os mecanismos que ocorrem no revenimento do aço são detalhados por Reed-Hill et al. (2009) em cinco estágios, a saber:

- No primeiro estágio do revenido, entre a temperatura ambiente e cerca de 200°C, em aços com teores de carbono superiores a 0,2%p ocorre a precipitação de um carboneto (ϵ) épsilon. Este carbono é uma fase com estrutura hexagonal compacta que se nucleia e cresce mais rapidamente que a Fe_3C , devido às condições de baixa temperatura do primeiro estágio e à alta deformação do reticulado da martensita de aços de médio e altos teores de C. A martensita de alto carbono se decompõe, por nucleação e crescimento, em uma mistura bifásica de carboneto e martensita de baixo carbono. Portanto, no primeiro estágio do revenimento, ocorre a formação de uma mistura de martensita com menores teores de C e do carboneto ϵ .
- No segundo estágio do revenido, que ocorre entre 100°C a 300°C, a austenita retida se decompõem em bainita. Admitindo-se que em temperaturas abaixo de 100°C, ocorre a transformação de austenita retida em martensita. Nas temperaturas superiores a 100°C, a microestrutura da bainita consiste em ferrita e carboneto ϵ . Dessa forma, no primeiro estágio obtém-se uma matriz de martensita tetragonal pobre em carbono, enquanto no segundo estágio forma-se uma matriz ferrítica cúbica.
- O terceiro estágio do revenido é caracterizado pela dissolução dos carbonetos ϵ e pela perda de C e da tetragonalidade da martensita, transformando-se de TCC para ferro cúbico (ferrita). A uma temperatura relativamente baixa, de cerca de 250°C, o terceiro estágio produz uma estrutura composta de ferrita e cementita, num tempo relativamente curto. A cerca de 400°C, ocorre a formação de cementita esferoidal, se nucleando nos contornos de grão. A 500°C e 600°C, ocorre a recuperação de discordâncias, produzindo uma estrutura ferrítica acicular de baixa densidade de discordâncias. No aquecimento posterior, a cerca de 600 a 700°C, a ferrita torna-se equiaxial através da recristalização, esta etapa é mais complexa para aços com maiores teores de carbono, uma vez que ocorre ancoramento proporcionado pelas partículas de carbonetos nos contornos de ferrita. O resultado final do terceiro estágio é um agregado de grãos ferríticos equiaxiais contendo um grande número de partículas esferoidais de Fe_3C .

- No quarto estágio do revenimento ocorre o crescimento das partículas de cementita.
- O quinto estágio ocorre em aços que possuem elementos de ligas; os elementos tendem a se dissolver na ferrita ou nos carbonetos, em quantidades variadas, dependendo do elemento. Alguns elementos são encontrados tanto na ferrita como nos carbonetos. Sendo que a ordem crescente de tendência para formação de carbonetos é: manganês, cromo, tungstênio, molibdênio, vanádio e titânio. A maioria dos aços ligados possui dureza maior após o revenimento, comparando-se com um aço carbono comum com a mesma quantidade de C. Quando aços ligados são revenidos em temperaturas abaixo de 540°C, as reações do revenido tendem a formar partículas de carboneto do tipo M_3C (o “M” representa um átomo do elemento substitucional). Ao se aumentar a temperatura acima de 540°C, ocorre a precipitação em quantidades apreciáveis de carbonetos de elementos de liga que não se adaptam à fórmula M_3C , induzindo a um novo endurecimento. É importante ressaltar que esses carbonetos só se formam em altas temperaturas porque a energia para se difundir átomos substitucionais é maior que para os átomos intersticiais.

3.4.5.2 Fragilização por revenido

O revenido de alguns aços pode resultar em uma diminuição da tenacidade devido ao fenômeno de fragilização por revenido. Este efeito ocorre quando o aço é revenido numa faixa de temperatura entre 450 e 600°C (principalmente para aços contendo cromo) seguido por resfriamento lento até a temperatura ambiente, ou quando o revenimento ocorre entre 260 e 315°C. Os aços suscetíveis a este fenômeno possuem concentrações apreciáveis de elementos como manganês, níquel ou cromo, e adicionalmente pequenas concentrações de impurezas como fósforo, arsênio e estanho.

A presença desses elementos de liga e impurezas desloca a transição dúctil-frágil para temperaturas significativamente mais elevadas, fazendo com que o aço à temperatura ambiente, por estar abaixo dessa transição, esteja no regime de fragilidade. O material se rompe por meio de trincas intergranulares ao longo dos contornos de grão, que são regiões

onde os elementos de liga e impurezas se segregam preferencialmente (SILVA e MEI, 2006; COLPAERT, 2008; CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

3.4.6 Têmpera e Revenimento do Aço AISI D6

De acordo com Silva e Mei (2006), é essencial que se faça um pré-aquecimento dos aços da série D, de forma que o processo de austenitização seja lento e uniforme para se obter bons resultados em relação à precisão dimensional do componente. De acordo com os catálogos de informações acerca do tratamento de têmpera e revenimento do aço AISI D6 fornecidos pela Gerdau S.A. e pela Villares Metals, recomenda-se que o material seja submetido a um pré-aquecimento na temperatura de aproximadamente 550°C para que ocorra a homogeneização microestrutural e previna distorções da peça e, após isso, deve-se elevar a temperatura de 950 a 980°C para que ocorra a completa austenitização. Recomenda-se o aquecimento por uma hora para cada 25 mm de espessura da peça, adicionando-se uma hora para cada 25 mm adicionais. O aço AISI D6, devido aos seus elementos de liga, é capaz de adquirir têmpera sendo resfriado ao ar ou em óleo.

A quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita depende do tempo e da temperatura de austenitização. Ao se temperar componentes de grandes geometrias, para evitar a formação de grande quantidade de austenita retida, deve-se utilizar temperaturas mais baixas, uma vez que o tempo de austenitização é mais longo (SILVA e MEI, 2006).

Os catálogos da Villares Metals e da Gerdau S.A. recomendam que as ferramentas do aço D6 devam ser revenidas imediatamente após a têmpera, tão logo atinjam 60°C. Como este aço não possui endurecimento secundário, deve ser obrigatoriamente revenido em torno de 200°C, mas nunca abaixo de 180°C. A temperatura de revenimento deve ser de, no mínimo, uma hora para cada 25 mm de espessura da peça, sendo recomendado ao menos duas horas para cada revenimento. Além disso, deve-se fazer, ao menos, dois revenimentos e entre cada etapa as peças devem ser resfriadas lentamente até a temperatura ambiente. Na Figura 9 está representada a curva de revenimento do aço AISI D6.

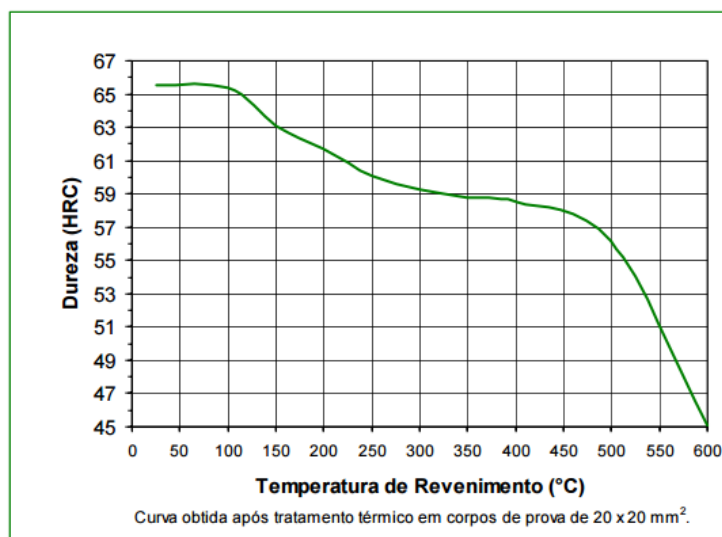


Figura 9 - Curva de revenimento do aço AISI D6 ou VC131

Fonte: Villares Metals (2015).

Apesar de ser o aço ferramenta para trabalho a frio mais utilizado no Brasil, não há muitas publicações investigando a influência dos parâmetros envolvidos nos tratamentos térmicos nas propriedades finais obtidas. Alguns autores, tais como Sousa (2008), Soares (2006) e Silva (2013), fizeram algumas contribuições relacionadas aos tratamentos térmicos desta liga.

Além deles, Américo (2007) estudou o efeito da variação da temperatura e do tempo de austenitização nas propriedades mecânicas do aço ferramenta *Thyrodur 2436*, uma liga muito similar ao aço AISI D6. Neste trabalho foram utilizadas as temperaturas de aquecimento de 950°C, 1000°C e 1050°C e tempos de 30 e 45 minutos. As amostras foram temperadas em óleo e sofreram revenimento triplo, na temperatura de 220°C por três horas cada. Através dos resultados obtidos foi verificado que a amostra que sofreu têmpera com temperatura de austenitização a 1000°C por um período de 45 minutos e revenimento simples garantiu a melhor dureza, pois houve boa diluição dos carbonetos na matriz. Foi observado também que a austenitização realizada a 950°C não possibilitou uma satisfatória diluição, resultando em baixos valores de dureza. Em contrapartida, a austenitização a 1050 °C permitiu elevada diluição dos carbonetos, porém o crescimento exagerado de grãos

austeníticos produziu uma microestrutura grosseira, que também apresentou valores de dureza baixos.

Na Figura 10 é possível observar a microestrutura da amostra que apresentou a maior dureza, sendo bastante homogênea e com carbonetos bem dispersos e refinados, resultado da boa diluição dos mesmos durante a austenitização. As amostras que sofreram revenimento múltiplo apresentaram carbonetos secundários, no entanto, não foi possível determiná-los com nitidez através do microscópio óptico. A partir dos resultados obtidos por Américo (2007) foi proposto que a temperatura de austenitização tem influência direta na composição química da matriz e dos carbonetos, demonstrando que os teores de cromo se elevam, tanto na matriz quanto nos carbonetos, com o aumento da temperatura de austenitização.

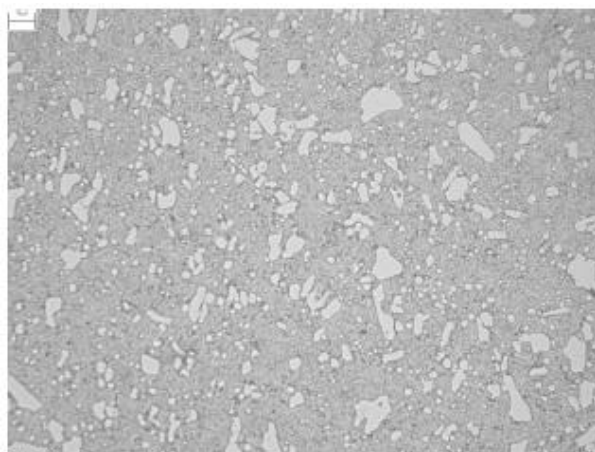


Figura 10 - Microestrutura da liga similar a AISI D6 austenitizada a 950°C por 45 minutos e submetida a revenimento simples

Fonte: Américo (2007).

3.4.7 Têmpera e Revenimento do Aço SAE 1045

De acordo com os catálogos de informações acerca do tratamento de têmpera e revenimento do aço SAE 1045 fornecidos pela Gerdau S.A., recomenda-se que o material seja aquecido entre 840 a 860°C para se obter a completa austenitização durante um tempo de uma

hora para cada 25 mm de espessura da peça, sendo resfriado em óleo ou água. Na Figura 11 apresenta-se a curva de temperabilidade do aço SAE 1045.

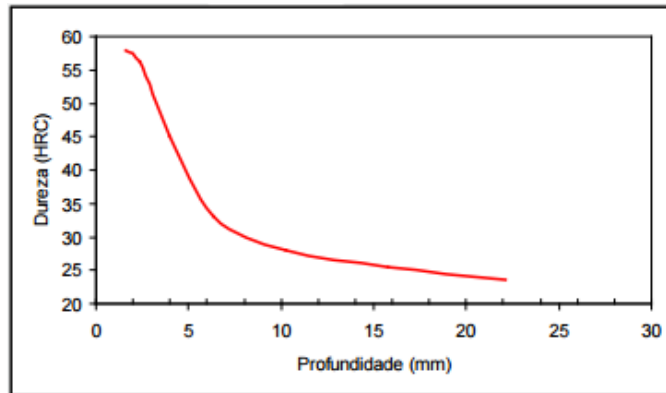


Figura 11 - Curva de Temperabilidade do aço SAE 1045

Fonte: Gerdau S.A. (2015).

Recomenda-se que o revenimento seja realizado imediatamente após a têmpera quando a temperatura da amostra atingir cerca de 70°C. A temperatura de revenimento deve ser selecionada de acordo com a dureza especificada para o componente, conforme demonstrado na Figura 12. A temperatura de revenimento deve ser mantida por, ao menos, uma hora para cada 25 mm de espessura da peça, sendo recomendado aquecer, no mínimo, por duas horas. E, por fim, as peças devem ser resfriadas em ar calmo.

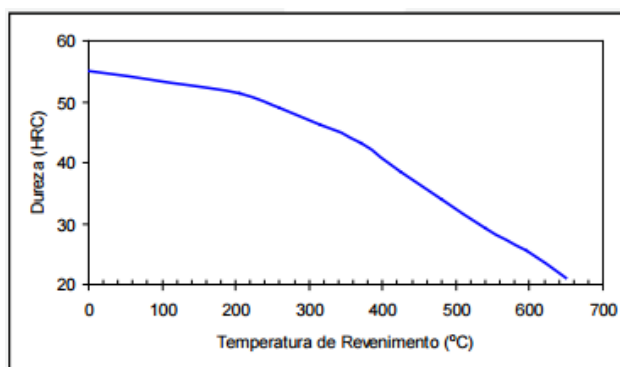


Figura 12 - Curva de revenimento do aço SAE 1045 após têmpera a partir de 850°C

Fonte: Gerdau S.A. (2015).

A investigação da influência dos parâmetros dos tratamentos térmicos nas propriedades do aço SAE 1045 é bastante relevante, este fato pode ser justificado pelos diversos autores que publicaram sobre o assunto, tais como: Nanura et al (2015), Nissan et al (2011), Ferreira et al. (2004), Hirayama et al. (2004), Rocha (2011), Oliveira (2011), Carvalho et al. (2004), Gallo (2006), entre outros. Nos próximos parágrafos serão discutidos os trabalhos de Lima et al. (2012) e de Stein et al. (2005), pois se mostraram mais significativos na proposta deste trabalho.

O estudo proposto por Lima et al. (2012) teve como objetivo analisar a microestrutura e a dureza obtida pela liga SAE 1045 através da alteração dos parâmetros do tratamento térmico de têmpera e revenimento, variando-se a temperatura de austenitização, o tempo e a temperatura de revenimento. As temperaturas de austenitização selecionadas foram de 850°C, 950°C e 1050°C. Após uma hora de aquecimento, todas as amostras foram resfriadas em água e submetidas ao processo de revenimento em temperaturas de 350°C e 550°C por períodos de uma hora, trinta minutos e cinco minutos. Na Figura 13 é possível observar as microestruturas resultantes da têmpera.

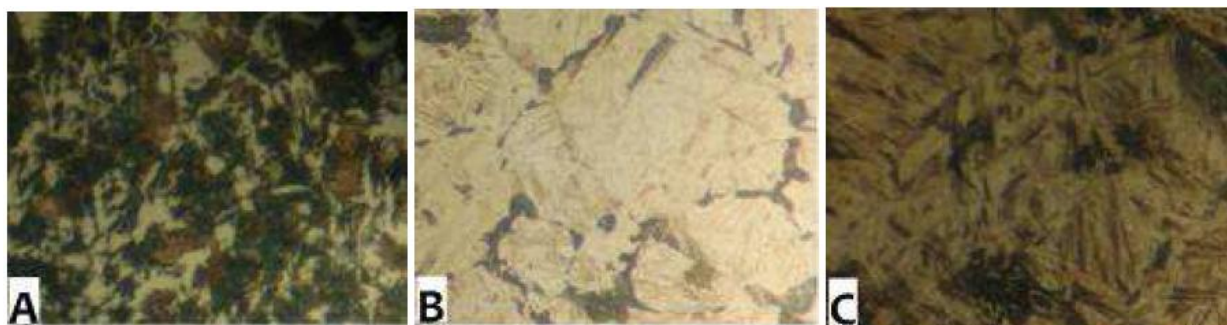


Figura 13 - Microestruturas após a têmpera em água. a) Austenitização a 850°C por uma hora, estrutura de perlita fina + martensita; b) Austenitização a 950°C por uma hora, estrutura de martensita e contornos de bainita; c) Austenitização a 1050°C por uma hora, estrutura de martensita e contornos de bainita (Aumento de 123x)

Fonte: Lima et al. (2012).

Através dos resultados obtidos por Lima et al (2012), foi verificado que a dureza do aço temperado e revenido é inversamente proporcional a temperatura e ao tempo de revenimento, observando-se que a influência da temperatura é muito maior que o tempo. Além disso, os resultados indicaram que logo após a têmpera, as amostras que foram austenitizadas a 950°C obtiveram um limite de resistência maior que das amostras austenitizadas a 850°C. Este fato pode ser explicado pelo maior tamanho de grão austenítico da amostra aquecida na temperatura mais elevada em comparação com 850°C, este fato levou os autores a creem que ocorreu maior formação de martensita devido a menor área de contornos de grão presentes nas amostras austenitizadas a 950°C.

Ao se comparar os resultados após o processo de revenimento verificou-se que, para todas as temperaturas estudadas, a dureza resultante foi inversamente proporcional ao tempo de revenimento. Além disso, foi observado que a dureza diminuiu drasticamente com o aumento da temperatura de revenimento de 350°C para 550°C, quando considerados os mesmos tempos de encharque. Por fim, a otimização das propriedades mecânicas do aço SAE 1045, obtido no estudo realizado por Lima et al. (2012), foi a submissão do aço à temperatura de austenitização de 950°C, resfriado em água imediatamente após atingir esta temperatura e revenido a 550°C por cinco minutos.

Por outro lado, Stein et al. (2005) propôs um estudo sobre o efeito da rápida austenitização sobre as propriedades mecânicas do aço SAE 1045. As temperaturas de

austenitização escolhidas foram de 900°C e 950°C e, após a estabilização da temperatura, as amostras permaneceram no forno durante 0,100 e 1800 segundos. Os corpos de prova temperados foram revenidos a uma temperatura fixa de 600°C por períodos de 100 e 1800 segundos em atmosfera natural.

Através dos resultados obtidos por Stein et al. (2005), foi observado que o tamanho de grão austenítico aumenta com o intervalo do tempo de encharque e que, para o mesmo tempo de encharque, o tamanho de grão austenítico aumenta com a temperatura de austenitização. Foi observado que os valores de dureza diminuíram com o aumento do intervalo de tempo de revenimento para todas as condições de austenitização. A redução da dureza está associada à precipitação de carbonetos da matriz martensítica supersaturada e ao fenômeno de recuperação, que tem como força motriz a energia de deformação associada à densidade de discordâncias geradas na transformação martensítica.

Diferentemente da relação dos valores de limite de resistência das amostras obtidos por Lima et. al. (2012), Stein et al. (2005) observou que para a maior temperatura de austenitização, de 950°C, o limite de resistência das amostras foi menor que para aquelas austenitizadas a menor temperatura, de 900°C. Este fato é explicado pelo maior tamanho de grão obtido na temperatura de 950°C, resultando num limite de resistência menor em comparação com as amostras com menores tamanhos de grão (obtidas à temperatura de 900°C).

Stein et al. (2005) também observou que o tempo de austenitização faz com que ocorra o aumento do tamanho de grão austenítico para uma dada temperatura de aquecimento. Na Figura 14 é possível observar as microestruturas obtidas através do MEV para as amostras temperadas com as diferentes temperaturas de aquecimento. Pode-se notar na microestrutura a presença de martensita refinada, devido ao pequeno crescimento dos grãos austeníticos e com pequena fração de ferrita poligonal e acicular.

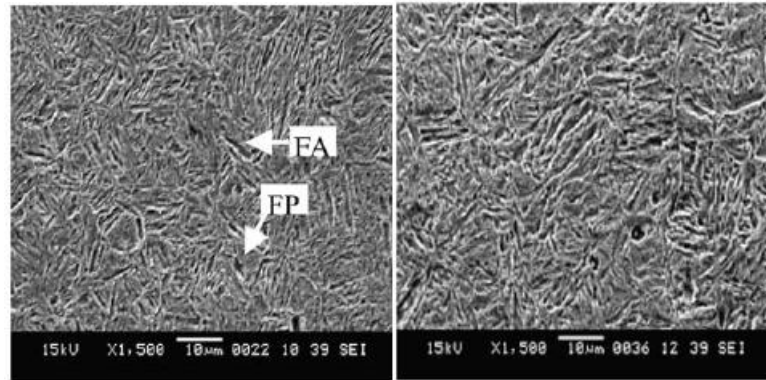


Figura 14 - Microestrutura do aço SAE 1045 temperado em água. Na esquerda: Austenitização a 900°C por 1800 s; na direita: Austenitização a 950°C por 1800s

Fonte: Adaptado de Stein et al. (2005).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Os experimentos foram projetados de modo a se extrair o máximo de informações úteis com um número mínimo de amostras. Neste trabalho, a resposta em relação às propriedades mecânicas resultantes através dos tratamentos térmicos aplicados nas amostras das ligas AISI D6 e SAE 1045 é dependente da temperatura de austenitização.

Nas Tabelas 4 e 5 são apresentadas as variáveis dos tratamentos de têmpera. No total, foram selecionadas duas temperaturas de austenitização para as ligas AISI D6 e SAE 1045.

Tabela 4 - Temperaturas de Austenitização do Aço AISI D6

Níveis	Temperaturas de Austenitização (°C)
1	950
2	1050

Tabela 5 - Temperaturas de Austenitização do Aço SAE 1045

Níveis	Temperaturas de Austenitização (°C)
1	850
2	1000

As temperaturas de austenitização e os meios de têmpera foram selecionados de acordo com a revisão bibliográfica realizada. Para a realização dos tratamentos, foram

necessárias a utilização de quatro amostras do aço AISI D6 e quatro amostras do aço SAE 1045.

Na Tabela 6, pode-se observar as condições de tratamento a que as amostras foram submetidas.

Tabela 6 - Condições de Tratamento das Amostras do Aço SAE 1045 e AISI D6

Ensaio	Amostra	Temperatura de Austenitização (°C)	Meio de Têmpera
1	SAE 1045	850	Água
2	SAE 1045	1000	Água
3*	SAE 1045	850	Água
4*	SAE 1045	1000	Água
5	AISI D6	950	Óleo
6	AISI D6	1050	Óleo
7*	AISI D6	950	Óleo
8*	AISI D6	1050	Óleo

* Amostras submetidas, posteriormente a têmpera, ao tratamento de revenimento.

Após a têmpera, as amostras da liga SAE 1045 e AISI D6 foram submetidas ao tratamento de revenimento simples e duplo a 200 °C por 90 minutos, respectivamente.

Além disso, foi realizado o ensaio de dureza e microscopia nas amostras como recebidas, portanto, utilizou-se um total de dez amostras neste experimento.

4.2 MATERIAIS

As amostras do aço AISI D6 foram adquiridas a partir de uma barra laminada com uma bitola de 15,88 mm, e composição química (% em peso) descrita na Tabela 7, de acordo com a certificação de qualidade fornecida pela Villares S.A., empresa fabricante do material.

Tabela 7 - Composição química do aço AISI D6

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Cu	Al	Sn	N
2,05	0,35	0,37	0,024	0,0010	11,27	0,46	0,23	0,16	0,68	0,05	0,036	< 0,005	0,0173

Fonte: Villares S.A. (2016).

A composição química (% em peso) da liga SAE 1045 certificada pelo fornecedor, Gerdau S.A., está apresentada na Tabela 8. As amostras foram obtidas a partir de uma barra trefilada de 15,88 mm de diâmetro.

Tabela 8 - Composição química do aço SAE 1045

C	Mn	Si	S	P
0,45	0,66	0,22	0,004	0,013

Fonte: Gerdau S.A. (2016).

4.3 MÉTODOS

4.3.1 Infraestrutura

Os experimentos e caracterização dos materiais foram realizados no laboratório de Metais e no laboratório de Apoio e Preparação do Departamento Acadêmico de Engenharia de Materiais (DAEMA) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, *campus* Londrina.

O Departamento possui toda a infraestrutura necessária para a realização do processo metodológico proposto neste estudo. Os equipamentos utilizados foram:

- Forno elétrico, com controle digital, modelo 1712, fabricado pela empresa Jung, com potência de 3 kW, sem atmosfera controlada e com temperatura máxima de 1200°C;
- Sensor Termopar;
- Politriz, modelo PLF, fabricada pela Fortel;
- Microscópio Ótico AXIO, modelo SCOPE-A1, fabricado pela Carl ZEISS e
- Durômetro, modelo ISH-RSR150, fabricado pela INSIZE.

4.3.2 Amostras

As barras foram cortadas por meio de um disco de corte, de forma a aperfeiçoar o processo de obtenção das amostras com relativa redução do tempo e dos danos gerados na estrutura do material devido ao processo de cisalhamento.

Foram obtidas cinco amostras retiradas diretamente da barra do aço AISI D6 e cinco amostras do aço SAE 1045, de acordo com o planejamento experimental. As dimensões das amostras estão apresentadas na Figura 15.

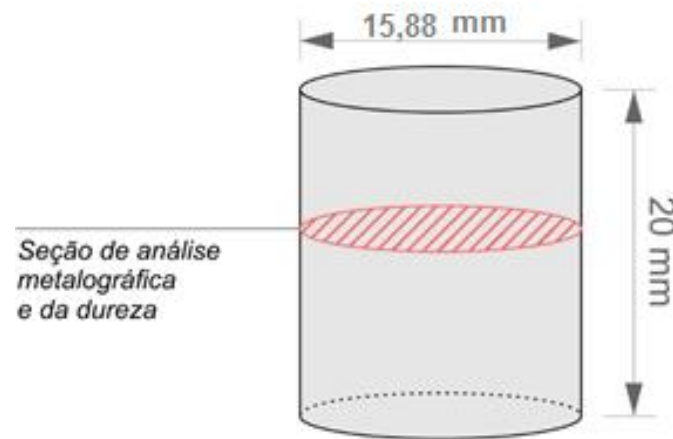


Figura 15 - Dimensões das amostras das ligas AISI D6 e SAE 1045

4.3.3 Fluxograma de Atividades

Na Figura 16 e 17 apresentam-se os fluxogramas demonstrando as etapas gerais que foram realizadas na metodologia.

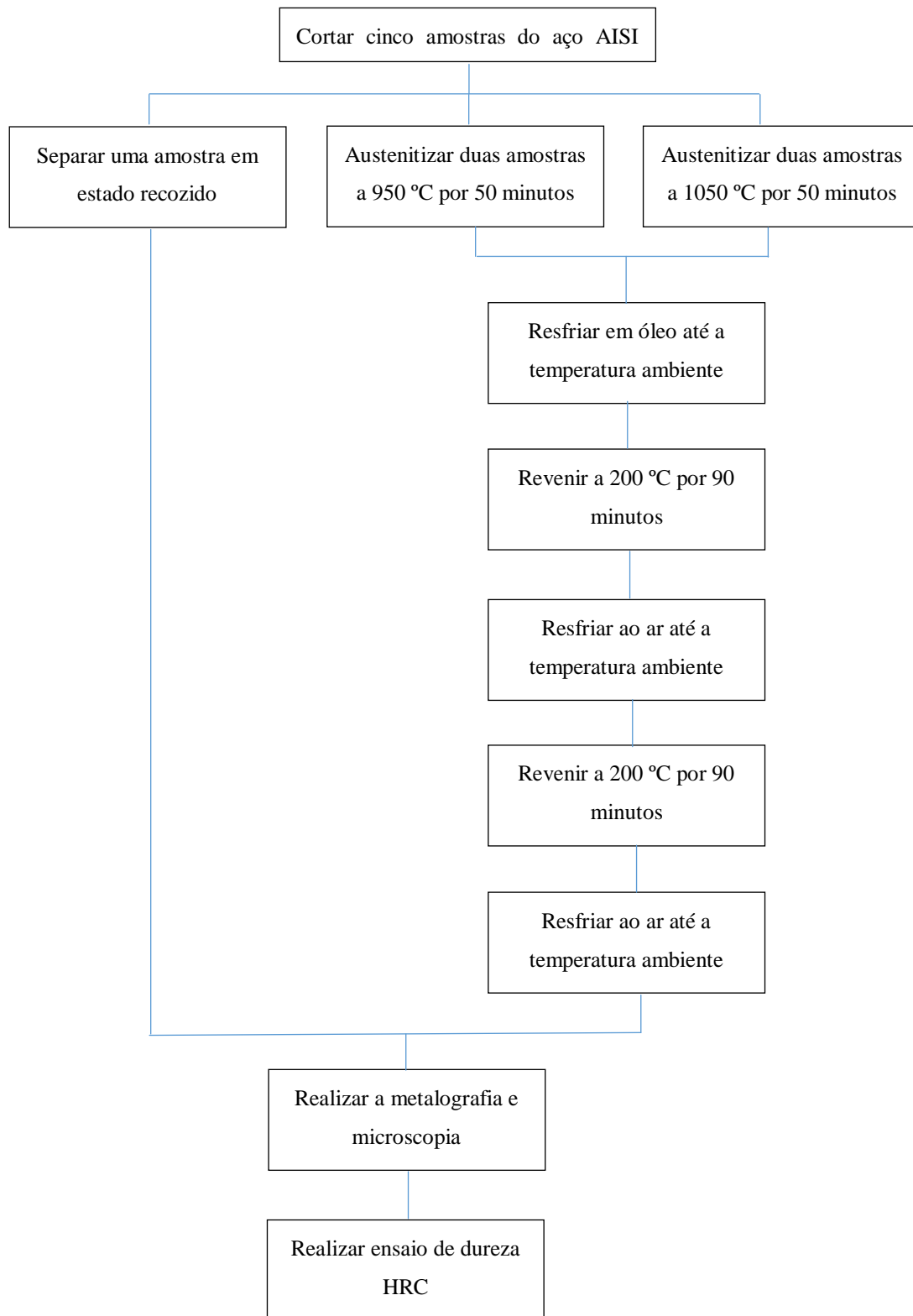


Figura 16 - Fluxograma da metodologia utilizada para o aço AISI D6

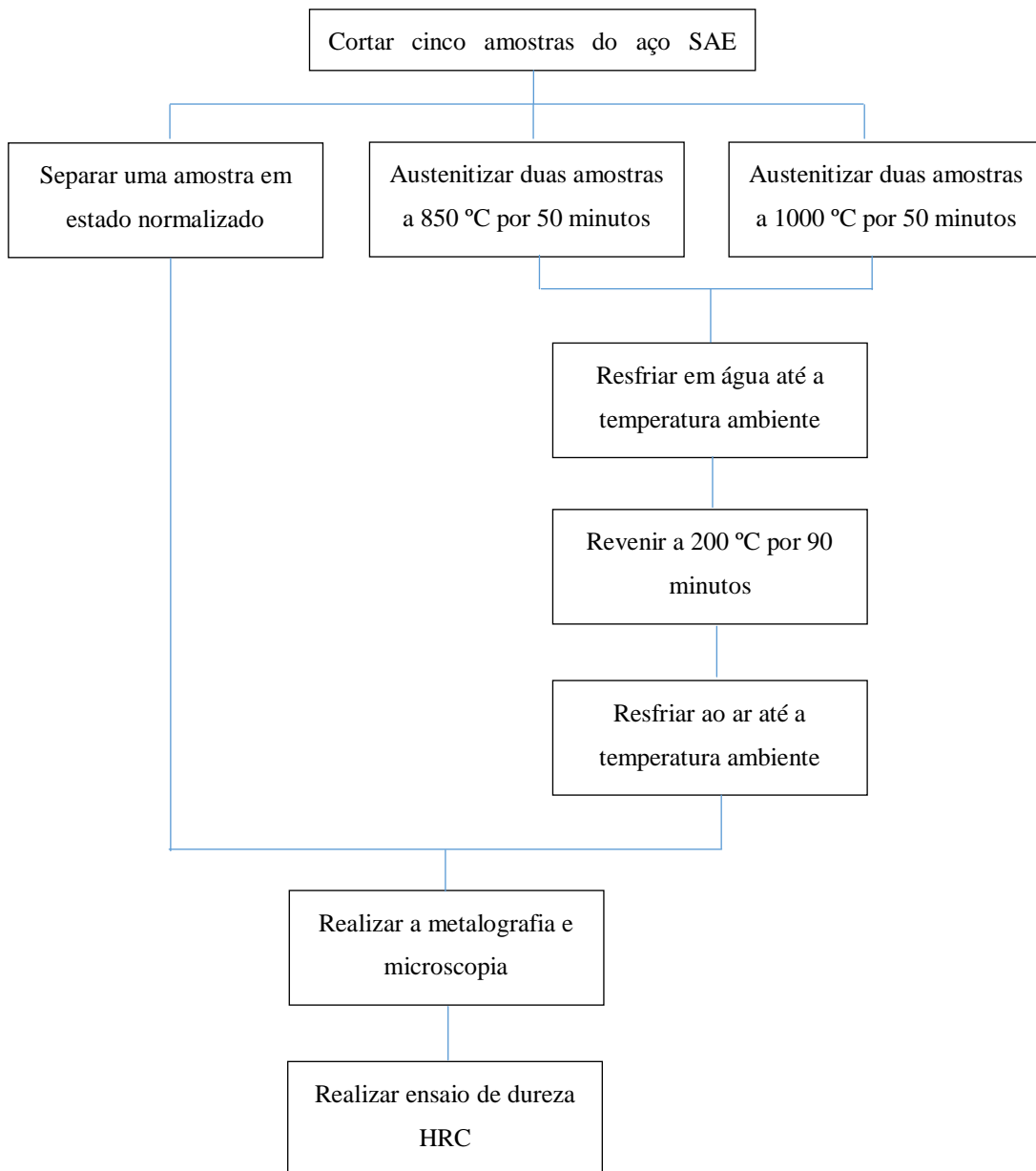


Figura 17 - Fluxograma da metodologia aplicada ao aço SAE 1045

4.3.4 Têmpera

As amostras foram divididas em dois lotes para o tratamento de têmpera. Cada lote possui, no total, cinco corpos de prova da liga AISI D6 e cinco da liga SAE 1045. Para cada têmpera, sob condições de temperatura de austenitização e meio de resfriamento iguais, foi

realizado o experimento com amostras em duplicata, de forma que fosse possível fazer a análise metalográfica e de dureza da amostra apenas temperada e que, com a amostra restante, fosse realizado o tratamento de revenimento para posterior análise microestrutural e de dureza.

Todo o processo de austenitização foi realizado no forno sem atmosfera controlada, e teve como condição inicial uma rampa de aquecimento de 15 °C por minuto. É importante ressaltar que, em alguns momentos, houve uma variação de cerca de 10 °C acima e abaixo da temperatura programada no forno.

4.3.4.1 Têmpera do aço AISI D6

Antes de se realizar o tratamento térmico, separou-se uma amostra para a realização das análises do material como recebido. As quatro amostras restantes foram separadas em dois grupos.

O primeiro grupo, contendo duas amostras da liga AISI D6, foi inserido no forno após a estabilização da temperatura em 950 °C, onde permaneceu por aproximadamente 50 minutos, com o intuito de se atingir a homogeneização da fase austenítica.

A temperatura submetida às amostras foi monitorada no interior do forno através de um sensor do tipo termopar, presente no próprio equipamento. Após o tempo decorrido, as amostras foram retiradas do forno e resfriadas em óleo até a temperatura ambiente.

Já no segundo grupo, as duas amostras restantes foram submetidas à temperatura de austenitização de 1050 °C por 50 minutos, aproximadamente. Após a austenitização, as amostras foram resfriadas em óleo até a temperatura ambiente.

4.3.4.2 Têmpera do aço SAE 1045

Separou-se uma amostra para a caracterização do material como recebido. Dividiu-se em dois grupos as quatro amostras restantes da liga SAE 1045.

As amostras do primeiro grupo foram inseridas no forno após a estabilização da temperatura em 850 °C. Após cerca de 50 minutos, as amostras foram resfriadas em água até a temperatura ambiente.

No segundo grupo, as duas amostras do aço SAE 1045 foram submetidas à temperatura de austenitização de 1000 °C por, aproximadamente, 50 minutos. As amostras foram resfriadas em água até se atingir a temperatura ambiente.

4.3.5 Revenimento

Após o processo de têmpera, todas as oito amostras, do aço SAE 1045 e AISI D6, foram retiradas dos recipientes contendo os fluidos de resfriamento, secas e separadas novamente para o processo de revenimento e análise.

A rampa de aquecimento do forno foi de 15 °C por minuto. Pode ter ocorrido uma variação de cerca de 10 °C acima e abaixo da temperatura programada no forno.

4.3.5.1 Revenimento do aço AISI D6

No primeiro revenimento, duas amostras temperadas do aço AISI D6, uma que havia sido submetida a uma temperatura de austenitização de 950 °C e a outra à 1050 °C, como detalhado no tópico 4.3.4.1, foram revenidas com uma temperatura de 200 °C durante 90 minutos no forno sem atmosfera controlada. Após o tempo estipulado, as amostras foram resfriadas calmamente ao ar até se atingir a temperatura ambiente.

Após o completo resfriamento, ambas as amostras foram submetidas ao segundo revenimento, onde permaneceram durante 90 minutos no forno com uma temperatura de 200 °C, sendo, posteriormente, resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

4.3.5.2 Revenimento do aço SAE 1045

Diferentemente do aço AISI D6, as amostras da liga SAE 1045 foram submetidas a apenas um revenimento simples, conforme sugere a literatura. Dessa forma, duas amostras temperadas, uma que havia sido submetida a uma temperatura de austenitização de 850 °C e a outra à 1000 °C, como foi anteriormente detalhado no tópico 4.3.4.2, foram revenidas a uma temperatura de 200 °C por 90 minutos. Após o período de tempo estipulado, as amostras foram resfriadas calmamente ao ar até a temperatura ambiente.

4.3.6 Análise Metalográfica

Foi realizado a análise metalográfica da amostra padrão (sem tratamento) de cada liga e das amostras submetidas ao tratamento de têmpera e revenimento, com o objetivo de se verificar a microestrutura do material. Adotou-se os procedimentos presentes na norma ABNT NBR 13284:1995 para se realizar a preparação das amostras para análise microestrutural.

Devido à geometria das amostras, não foi necessário realizar o embutimento das mesmas. Todas as amostras foram lixadas manualmente com lixas d'água de granulometria de 80, 220, 400, 600 e 1200 *mesh*, alterando de direção 90° em cada lixa subsequente, removendo-se, assim, os riscos gerados na lixa anterior.

Após o lixamento, as amostras foram submetidas ao polimento mecânico por cerca de 12 minutos, através da politriz, com pasta de alumina em suspensão com granulometria de 0,3µ. Antes do ataque químico, as amostras foram analisadas no microscópio óptico com o

intuito de se verificar o processamento do material e determinar a possível influência nos resultados devido à presença de porosidades e inclusões.

4.3.7 Dureza

A caracterização das propriedades mecânicas das amostras não-tratadas, temperadas e revenidas foi realizada por meio do ensaio de dureza *Rockwell*, conforme a norma ABNT NBR NM ISO 6508-1:2008. Foi feito uma média de três medidas ao longo da seção da amostra mostrada na Figura 15.

Conforme citado anteriormente, de forma a se evitar a ocorrência de perda da área útil da amostra para se fazer a análise microestrutural, os ensaios de dureza foram realizados em todas as amostras após o ataque químico e análises microscópicas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 DUREZA ROCKWELL

5.1.1 Dureza do Aço AISI D6

Na Tabela 9 pode ser visto os valores de dureza obtidos para o aço AISI D6 nas diversas condições em que foi submetido.

Tabela 9 - Valores de dureza para o aço AISI D6

Temperatura de austenitização (°C)	Meio de resfriamento	Estado	Dureza resultante (HRC)
1050	Óleo	Temperado	59,9
1050	Óleo	Revenido	60,8
950	Óleo	Temperado	56,3
950	Óleo	Revenido	56,6
-	-	Recozido (como recebido)	20,4

O resultado da dureza do aço AISI D6 em estado recozido condiz com o valor fornecido pelo fabricante. Pela Tabela 9, após o tratamento de têmpera, também é possível afirmar que a dureza do material sofreu um aumento significativo, a dureza estimada pelo fabricante para estas condições de têmpera e revenimento, que é em torno de 62 HRC após o revenimento duplo a 200 °C.

De acordo com Mendanha (2008), quando o revenimento é realizado a 200°C, a dureza é proveniente das tensões internas da martensita, já que não há contribuição do endurecimento pela precipitação secundária de carbonetos dos elementos de liga. Nestas condições a matriz apresenta maior fragilidade.

De acordo com Sousa (2008), os aços hipereutetóides, como o AISI D6, apresentam uma resposta ao tratamento térmico muito influenciada pelas condições de austenitização. Pois é durante este processo que ocorrem a definição da quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita e presentes sob a forma de carbonetos. Dessa forma, os parâmetros de austenitização influenciam na temperabilidade, na presença de austenita retida e durante o revenimento.

Entretanto, houve uma diferença pequena entre os valores de dureza das amostras temperadas a partir das diferentes temperaturas de austenitização. Nota-se que a amostra temperada, submetida a uma temperatura de austenitização de 1050 °C, apresentou uma dureza ligeiramente maior que a amostra austenitizada a 950 °C (recomendada pelo fabricante). Este fato pode ser resultado de uma maior dissolução dos carbonetos durante a austenitização, aumentando a temperabilidade, conforme pode ser visto no tópico 5.2.1, na análise microestrutural.

Como será discutido também no item 5.2.1, ao se aumentar a temperatura de austenitização, a tendência é que ocorra uma maior dissolução de carbonetos primários na fase austenítica e isso gera um aumento da temperabilidade do material e, conseqüentemente, um aumento da dureza. No entanto, esse fenômeno concorre com outro, típico de aços hipereutetóides que, devido à grande porcentagem de carbono na composição, em altas temperaturas de austenitização favorece a formação de austenita retida que, por ser uma fase macia, proporciona uma queda na dureza.

5.1.2 Dureza do Aço SAE 1045

Na Tabela 10 apresenta-se os valores de dureza do aço SAE 1045 nas condições em que foi submetido.

Tabela 10 - Valores de dureza para o aço SAE 1045

Temperatura de austenitização (°C)	Meio de resfriamento	Estado	Dureza resultante (HRC)
850	Água	Temperado	46,4
850	Água	Revenido	49,0
1000	Água	Temperado	48,5
1000	Água	Revenido	46,2
-	-	Como recebido (normalizado)	22,9

A dureza do material, como foi recebido, condiz com as informações fornecidas pelo fabricante. Nota-se um aumento significativo nos valores de dureza do material após a têmpera, entretanto, estes valores estão um pouco abaixo do esperado. De acordo com o fabricante, a dureza do aço SAE 1045, após o revenimento simples a 200 °C, é em torno de 53 HRC.

É possível notar que não houve uma diferença considerável de dureza entre as amostras tratadas nas diferentes condições.

5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

5.2.1 Microestrutura do aço AISI D6

Na Figura 18 apresenta-se a microestrutura do aço AISI D6 como foi recebido, ou seja, em estado recozido. A estrutura inicial deste material é composta por uma matriz ferrítica com carbonetos primários dispersos na forma de M_7C_3 . Nesta condição, o carbono e os demais elementos de liga, tais como o Cr, W e V, formam carbonetos primários de dimensões grandes.

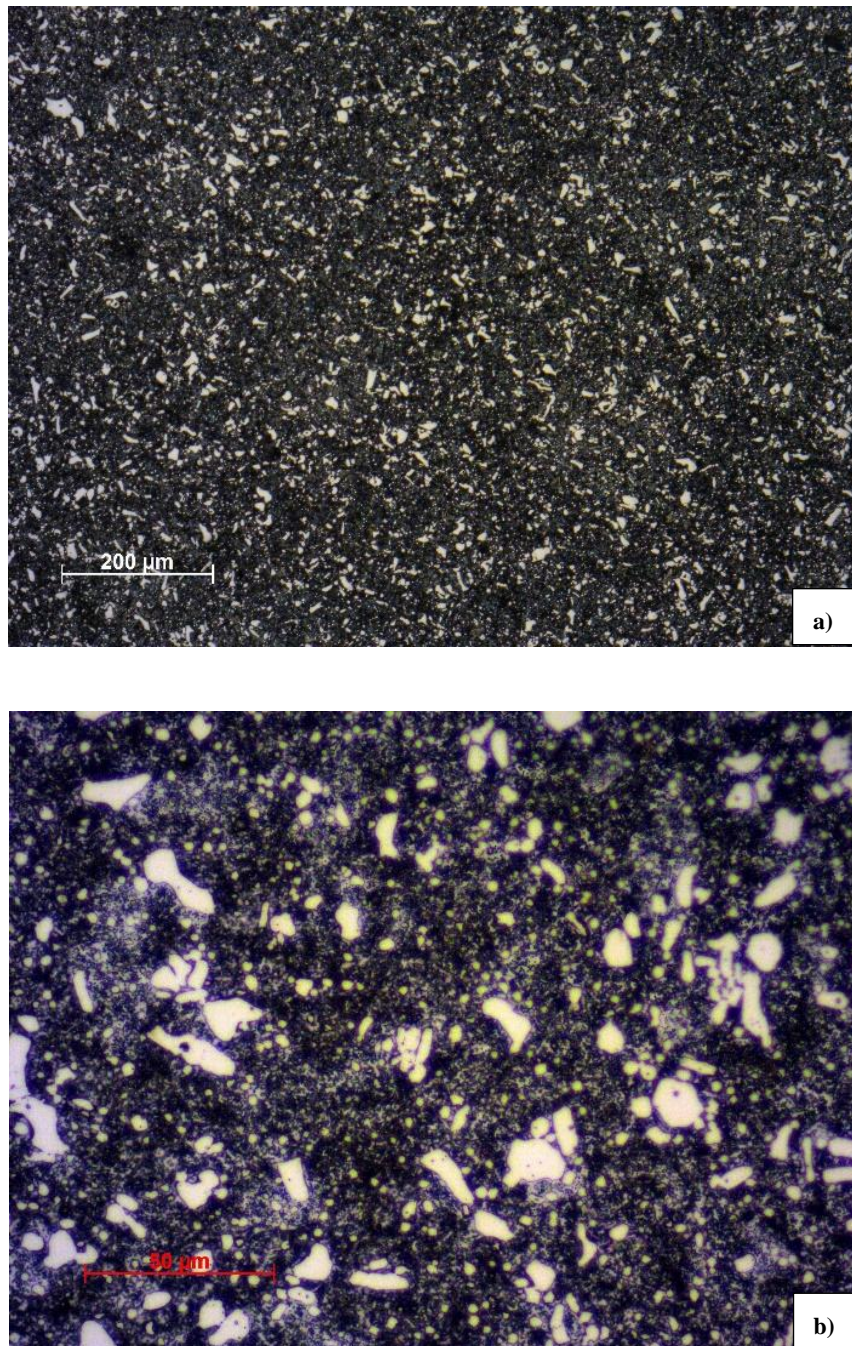


Figura 18 - Micrografia do aço AISI D6 em estado recozido. Matriz ferrítica (região escura) com carbonetos dispersos (região clara). a) Aumento de 100x e b) Aumento de 500x. Ataque com Nital 2%.

Apresentam-se, nas Figuras 19 e 20, as micrografias das amostras da liga AISI D6 após o tratamento de têmpera antes e depois do ataque químico, respectivamente.

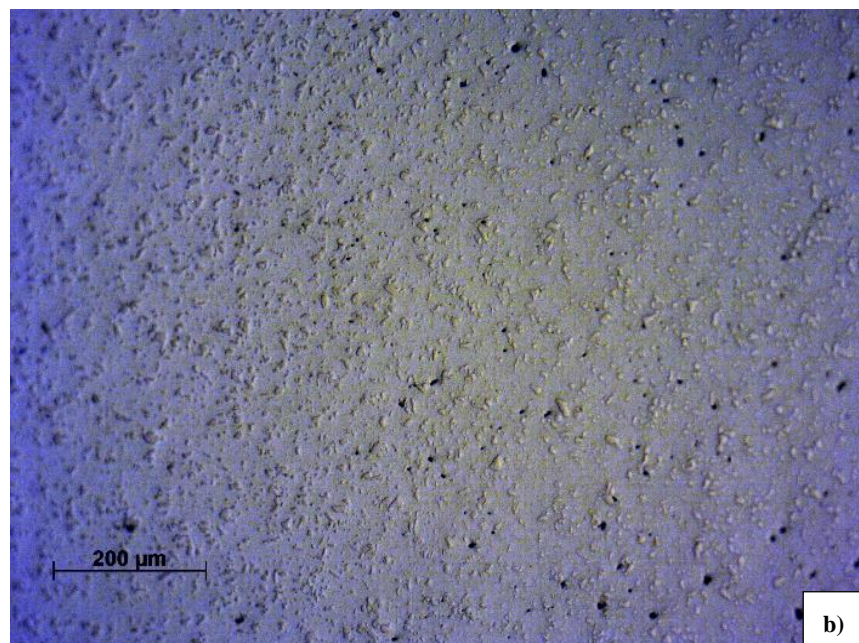


Figura 19 – Micrografia antes do ataque químico do aço AISI D6 após o processo de têmpera com a) Austenitização a 950 °C e b) Austenitização a 1050 °C por 50 minutos e resfriamento em óleo. Aumento de 100x.

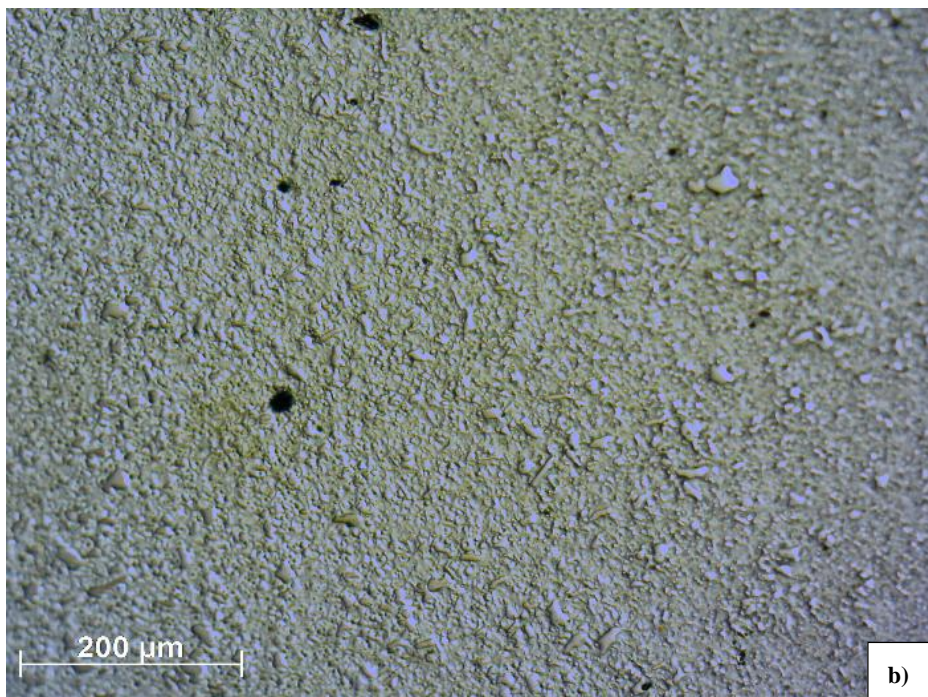
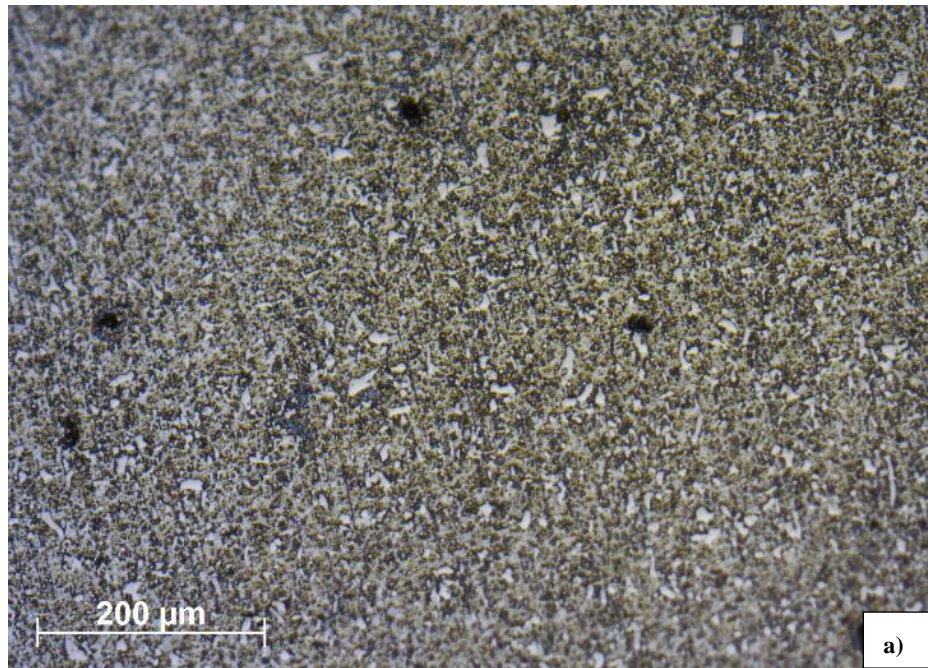


Figura 20 - Micrografia do aço AISI D6 após o processo de têmpera com a) Austenitização a 950 °C e b) Austenitização a 1050 °C por 50 minutos e resfriamento em óleo. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.

Após a têmpera, as microestruturas apresentam-se refinadas com carbonetos primários dispersos numa matriz martensítica. Os pontos negros presentes em quase todas as micrografias podem ser inclusões por oxidação ou porosidades, e estavam presentes em toda a dimensão das amostras antes dos tratamentos térmicos.

De acordo com a literatura, no tratamento de têmpera, ocorre a dissolução parcial dos carbonetos de Cr, W e V na austenita. Na Figura 19, antes do ataque químico, é possível visualizar mais facilmente a presença e a geometria destes carbonetos.

Comparando-se as microestruturas, obtidas pela técnica de microscopia ótica, do material antes e após o processo de têmpera, Figuras 18, 19 e 20, observa-se ocorrência da dissolução parcial destes carbonetos nas condições de têmpera analisadas, o tamanho e a geometria dos mesmos não apresentam alterações significativas. Segundo Writzl (2011), este fato pode ser explicado porque o aço AISI D6 possui carbonetos grandes e alinhados na matriz, o que torna a sua dissolução mais difícil durante a têmpera. Nas Figuras 21 e 22, apresentam-se as micrografias das amostras do aço AISI D6 após o processo de revenimento antes e após o ataque químico, respectivamente.



Figura 21 - Micrografia do aço AISI D6 sem ataque químico após o revenimento duplo a 200 °C por duas horas cada da amostra a) temperada a 950 °C e b) temperada a 1050 °C por 50 minutos e resfriadas em óleo. Aumento de 100x.



Figura 22 - Micrografia do aço AISI D6 após o revenimento duplo a 200 °C por duas horas cada da amostra a) temperada a 950 °C e b) temperada a 1050 °C por 50 minutos e resfriadas em óleo. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.

É possível observar, na Figura 22, uma estrutura de martensita revenida, caracterizada pela área acinzentada, com pontos escuros, apresentando ainda carbonetos primários precipitados, caracterizados pelas regiões mais claras. De acordo com Américo (2007), não ocorre a formação de carbonetos secundários em temperaturas baixas de revenimento, como a 200 °C, pois o tempo de revenimento deveria ser muito longo para que tal ocorrência fosse possível, uma vez que este fenômeno ocorre por difusão, por isso, normalmente não há formação de carbonetos secundários no aço AISI D6. E, como descrito anteriormente, este material sofre uma grande queda na dureza se for revenido a altas temperaturas.

Novamente, pela Figura 21 e 22, verifica-se certa dissolução dos carbonetos que pode ter ocorrido durante a austenitização, entretanto, avalia-se que, talvez, as micrografias do aço revenido após a têmpera a 1050 °C, Figuras 21.b) e 22.b), apresentam uma estrutura mais refinada, com carbonetos ligeiramente menores que os presentes nas micrografias da amostra revenida após a têmpera a 950 °C.

Segundo Writzl (2011), em temperaturas de austenitização mais elevada, é comum ocorrer uma maior dissolução dos carbonetos, o que gera o aumento da temperabilidade. Por outro lado, um material com alto teor de carbono, como é o caso do AISI D6, tem a tendência à formação de austenita retida quando é submetido a altas temperaturas de austenitização, pois o carbono dissolvido na austenita diminui a temperatura de início da transformação martensítica (M_s), ocasionando numa queda da dureza.

De acordo com Silva (2005), para as mesmas condições de revenimento, o aço AISI D6 apresenta valores de dureza mais elevados em temperaturas de austenitização superiores. Isso pode ser explicado pois um tempo ou temperatura suficiente de austenitização possibilita uma maior dissolução de carbonetos na matriz e, conseqüentemente, faz com que os elementos de ligas proporcionem um efeito endurecedor.

Entretanto, os valores de dureza atingidos pelas amostras do aço AISI D6, submetidas à austenitização a 950 °C e 1050 °C apresentam apenas uma pequena diferença, como pode ser visto na Tabela 9, Tópico 5.1.1. Dessa forma, não houve uma mudança considerável na dureza com a alteração da temperatura de austenitização durante o aquecimento, além de ter ocorrido um maior gasto energético durante o tratamento com temperaturas mais elevadas.

5.2.2 Micrografias do Aço SAE 1045

Na Figura 23 pode-se verificar a micrografia do aço SAE 1045 como foi recebido, ou seja, em estado normalizado.

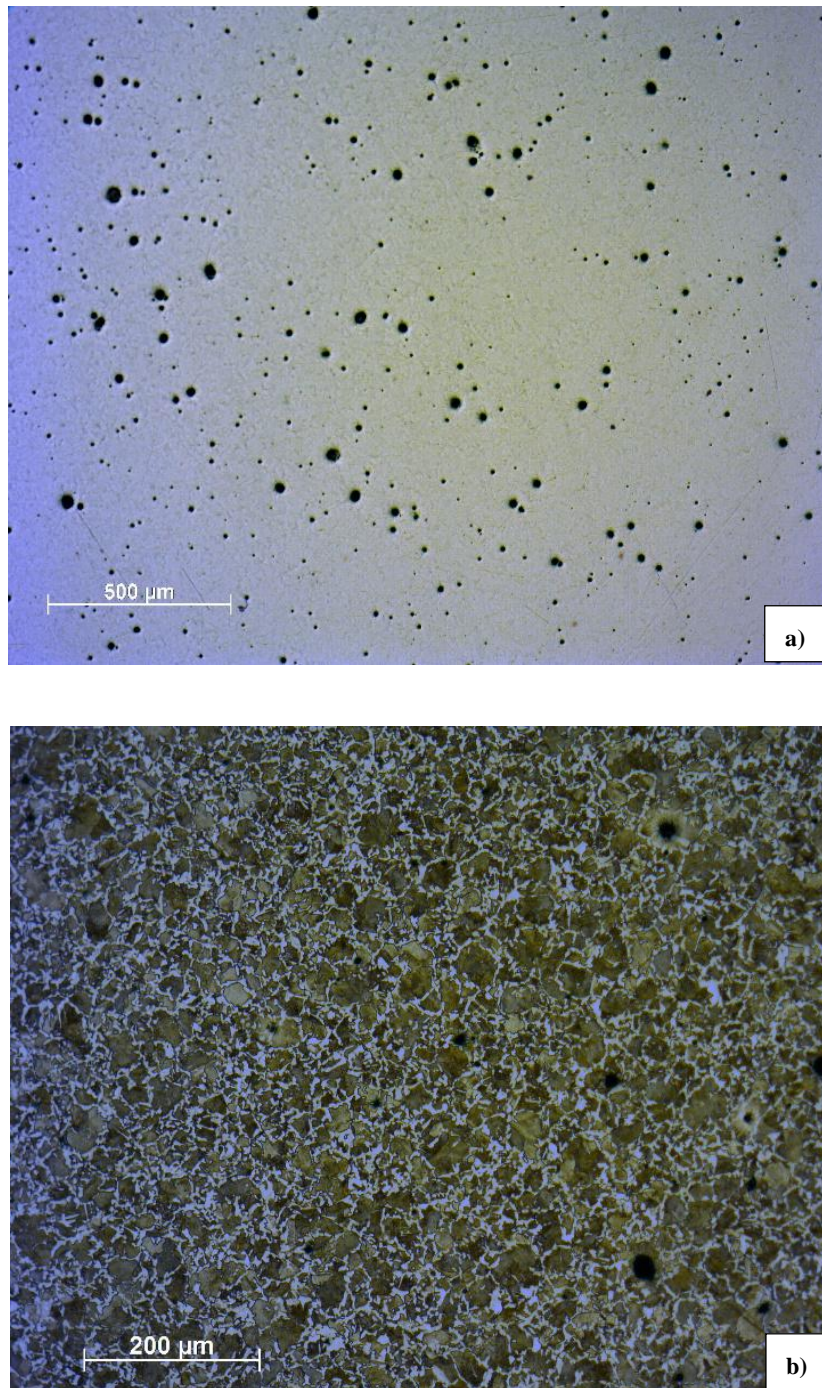


Figura 23 - Micrografia do aço SAE 1045 recozido. a) amostra antes do ataque químico. Aumento de 50x e b) após o ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.

Os pontos negros nas micrografias podem ser inclusões causadas por oxidação ou porosidades. A microestrutura do aço SAE 1045 em estado normalizado apresenta ferrita (região clara) e perlita (região escura) com contornos de grão bem delimitados.

Apresenta-se a microestrutura do aço SAE 1045 após o tratamento de têmpera na Figura 24.

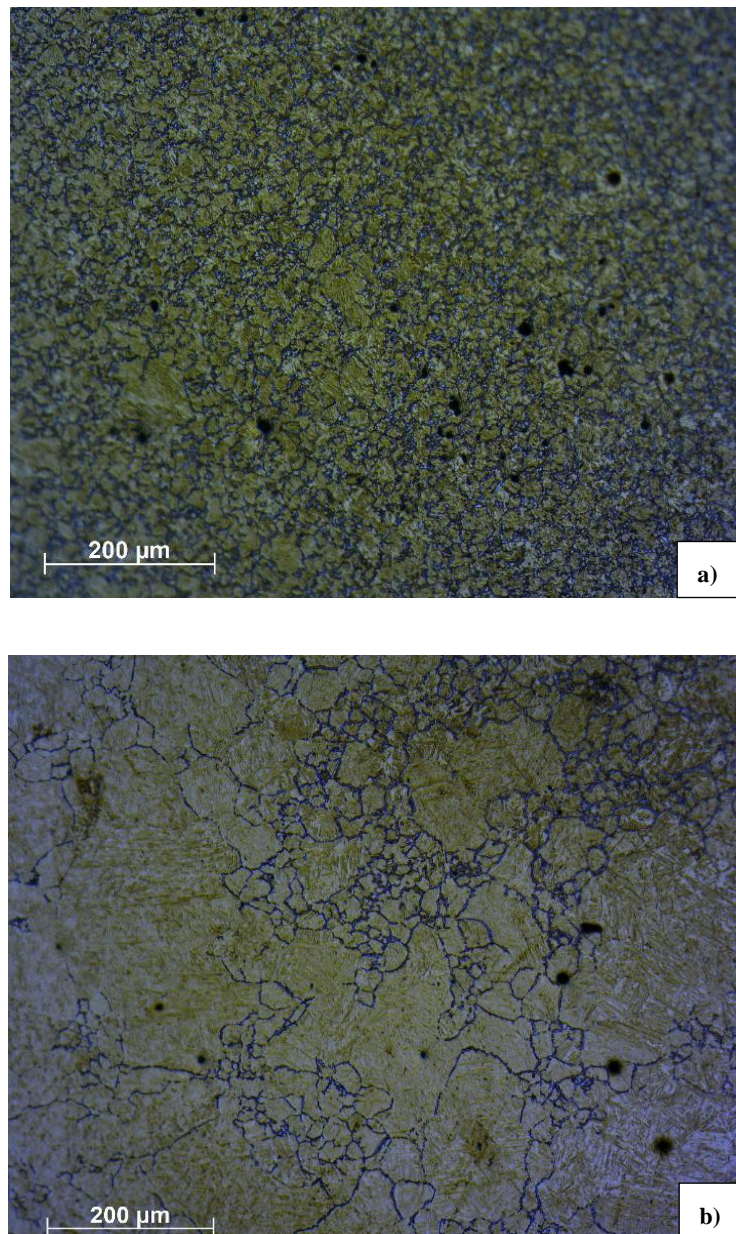


Figura 24 - Micrografia das amostras de SAE 1045 temperadas a a) 850 °C e b) 1000 °C por 50 minutos e resfriadas em água. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100x.

Verifica-se uma microestrutura martensítica e porções de ferrita acicular, pode ter ocorrido a formação de perlita, no entanto, essa investigação carece de uma análise através do MEV para confirmar a presença desses microconstituintes. Também se nota que, na Figura 24.b), o tamanho de grãos é maior que na Figura 24.a), ou seja, na temperatura mais elevada de austenitização (1000 °C), ocorreu um crescimento excessivo de grãos em comparação com a amostra austenitizada a 850 °C, fato que era esperado.

Nas Figuras 25 e 26 apresenta-se as micrografias dos aços após o processo de revenimento.

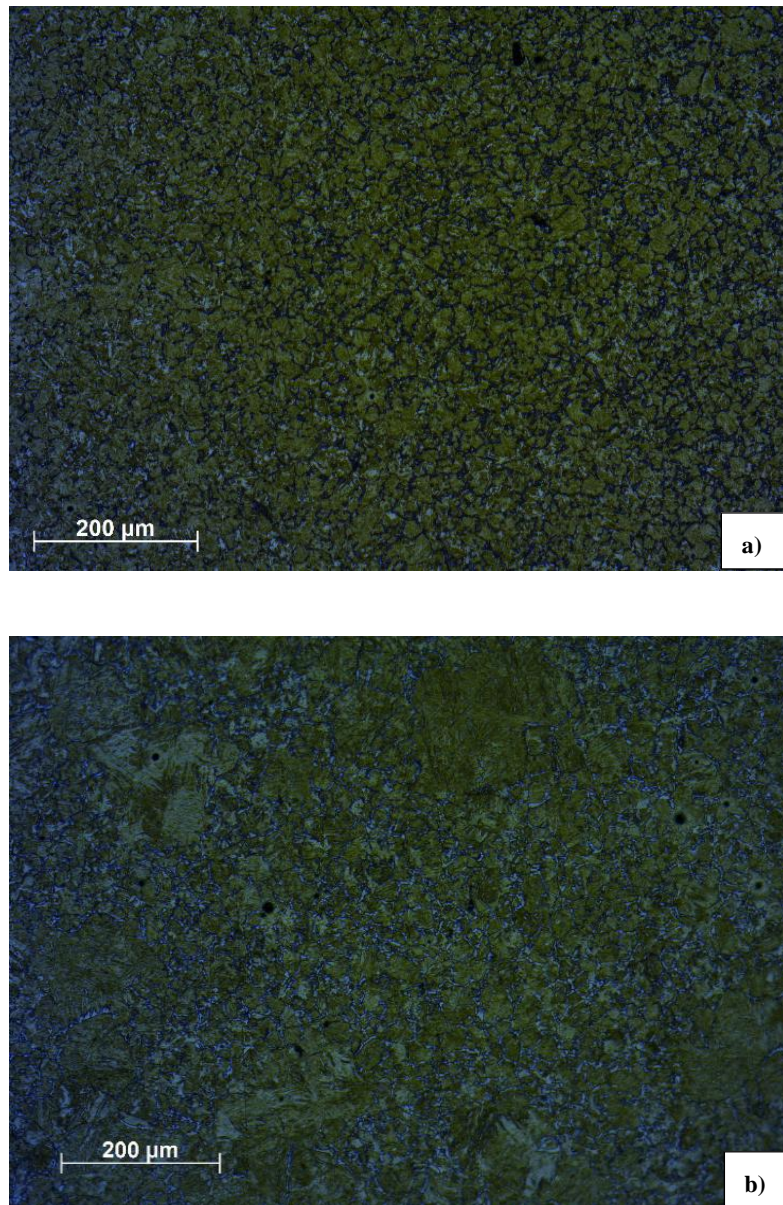


Figura 25 - Micrografia das amostras de SAE 1045 revenidas a 200 °C por duas horas após a) têmpera a 850 °C e b) têmpera a 1000 °C. Ataque com Nital 2%. Aumento de 100%.

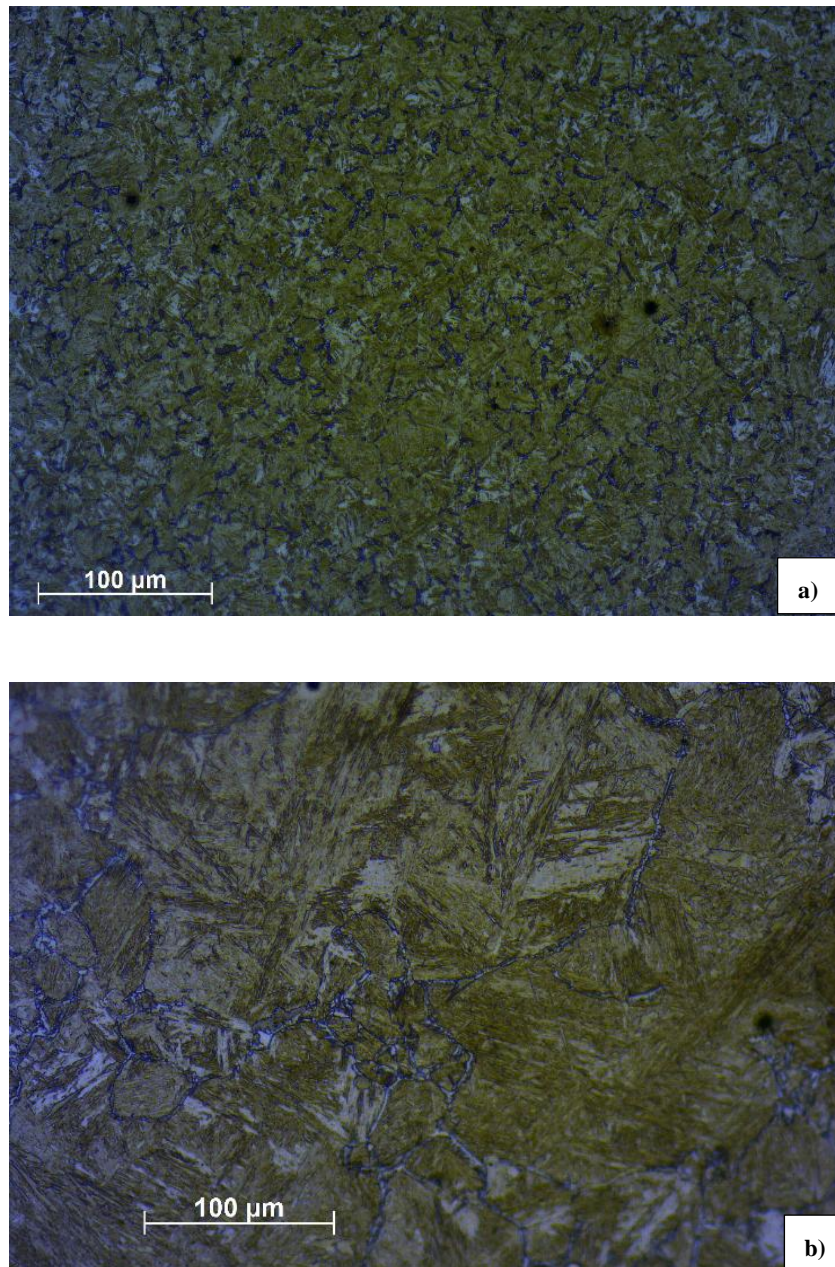


Figura 26 - Micrografias do SAE 1045 revenidas a 200 °C por duas horas após a) tempera a 850 °C e b) têmpera a 1000 °C. Ataque com Nital 2%. Aumento de 200x.

Após o revenimento, as amostras apresentam uma estrutura de martensita revenida e porções de ferrita com morfologia menos acicular, também pode haver a presença de outros microconstituintes.

Inicialmente partiu-se de uma microestrutura totalmente austenítica, formada com a manutenção do aço na temperatura de austenitização. Com o resfriamento brusco do material, até a temperatura ambiente, a austenita se transformou, por meio do mecanismo de cisalhamento, em martensita, que após o revenimento é denominada martensita revenida, sendo o carbono o principal elemento endurecedor no tratamento do aço SAE 1045.

Pela literatura, se esperava uma total transformação martensítica e dureza mais elevada. Ou seja, possivelmente devido a algum fator relacionado a composição do material ou aos parâmetros do tratamento, o material não apresentou sua máxima temperabilidade em água. A queda da dureza, onde se esperava em torno de 53 HRC e se obteve, em média, 47 HRC, pode ter sido causada pela presença de ferrita na microestrutura.

De acordo com Reed Hill (2009), em temperatura de austenitização mais elevada, como a 1000 °C para o aço SAE 1045, ocorre um maior crescimento do grão austenítico, que pode causar efeitos nocivos nas propriedades mecânicas do material. Entretanto, é esperado que com o aumento do tamanho de grão, e conseqüente diminuição da área disponível nos contornos, ocorra maior formação de martensita, uma vez que os contornos propiciam a formação de outras fases.

Pelo estudo realizado, não houve otimização significativa do tratamento com a alteração da temperatura de austenitização, além de um maior gasto energético durante o tratamento com o uso de temperaturas mais elevadas.

6 CONCLUSÕES

As características de processo, parâmetros fundamentais relacionados à têmpera e ao revenimento, afetam as propriedades mecânicas finais do aço, principalmente no que se refere ao endurecimento, teor de austenita retida e tamanho de grão.

Para o aço AISI D6, foi possível a obtenção de valores de dureza próximos ao especificado pelo fabricante com as condições de tratamento estudadas. A elevação da temperatura de austenitização (1050 °C) para um patamar maior que o recomendado pelo fabricante (950 °C), pode ter proporcionado uma dissolução ligeiramente maior dos carbonetos primários na microestrutura. Portanto, de acordo com os resultados obtidos, a condição que propiciou um melhor resultado de dureza, 60,8 HRC, foi a têmpera em óleo a 1050 °C, seguido de revenido duplo a 200 °C por 90 minutos.

No entanto, houve uma pequena otimização nos valores de dureza. Além disso, deve-se levar em consideração um maior gasto energético ao se austenitizar o material em temperaturas mais elevadas.

Através das condições estudadas, não foi possível verificar com clareza o teor de dissolução dos carbonetos primários nas diferentes temperaturas de austenitização. A microestrutura das amostras apenas temperadas e aquelas temperadas e revenidas apresentou bastante semelhança. Pode-se visualizar os carbonetos dispersos numa matriz martensítica e martensítica revenida, respectivamente. Recomenda-se utilizar a técnica de difração de Raio-x para análise e quantificação da possível presença de austenita retida no material.

O aço SAE 1045, apesar de ter sido temperado em água, considerado um meio de têmpera severo e recomendado pelo fabricante, apresentou uma temperabilidade um pouco abaixo do esperado. Os valores de dureza obtidos com este estudo são, em média, 6 HRC abaixo do esperado. O aumento da temperatura de austenitização para um patamar maior que o recomendado pelo fabricante não gerou um aumento significativo dos valores de dureza da liga, no entanto, ocorreu um aumento excessivo no tamanho do grão da amostra austenitizada a 1000 °C.

A partir dos resultados obtidos, verificou-se que a condição que proporcionou melhores resultados, 49 HRC, para o material foi a de têmpera em água a 850 °C e revenimento a 200 °C por 90 minutos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVES, Fábio S. **Proposta de Novos Indicadores de Qualidade para Manufatura de Matrizes de Conformação a Frio**. 2013. 92 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção) – Programa de Pós-Graduação *Stricto Sensu* em Engenharia de Produção, Universidade Nove de Julho, São Paulo, 2013.

AMÉRICO, Éderson P. **Estudo de Caso: Tratamento Térmico de Punções do Furo da Chapa Lateral de Silos para Armazenagem de Grãos – Indústria Pagé**. 2007. 60f. Trabalho apresentado ao curso de graduação de Engenharia de Materiais – Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007.

ASM HANDBOOK: Heat Treating. ASM International. USA – Ohio, Materials Park, v. IV, 1991.

BRESSAN, José D.; GILOPAS, Leonidas M.; DAROS, Deivid P. Influência do Revenimento na Resistência ao Desgaste do Aço Villares D2. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**. São Paulo, v.4, n.1, p. 53-58, jul.-set. 2007.

CALLISTER, Jr. Willian D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 8. Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CALLISTER, Jr. Willian D.; RETHWISCH, David G. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 8. Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. Utah: Wiley, 2009.

CARVALHO, Antônio R. T. **Estudo da Influência da Agitação e da Severidade de Têmpera do Meio de Resfriamento na Determinação de Velocidades Críticas de Têmpera**. 2004. 142 f. Dissertação (Mestrado Profissional em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. Vol. II. 2. Ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. Ed. São Paulo: Blucher, 2008.

FERREIRA, Carlos R.; ARAÚJO, Fernando G. S.; OLIVEIRA, Cristovam P.; COTA, André B. Tratamento Térmico por Indução Eletromagnética em Tubos de Aço SAE 1045 para Produção de Hastes de Sondagem Geológica. **Materiais e Metalúrgica**. Ouro Preto, v.57, n.1, p. 23-26, jan.-mar. 2004.

GALLO, Giulliano B. **Influência do Tratamento Térmico sobre a Tenacidade de um Aço AISI SAE 1045 com Médio Teor de Carbono Avaliado por Ensaios de Impacto**. 2006. 115 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

GERDAU S.A. **Catálogo De Aços Para Construção Mecânica**. Disponível em <<http://www.ggdmetals.com.br/cat/CatConstrucao.pdf>>. Acesso em: 26 out. 2015.

GERDAU S.A. **Catálogo de Aços Ferramenta**. Disponível em <<http://www.ggdmetals.com.br/cat/CatFerramenta.pdf>>. Acesso em: 26 out. 2015.

GRACIOSO, José F. F. **Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM**. 2003. 129 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

HIRAYAMA, Rodrigo; VILCHEZ, Carlos A. Z.; TOKIMATSU, Ruis C. Determinação da Microestrutura e Espessura da Camada Endurecida de Barras de Aço SAE 1045 Submetidas a Tratamento Térmico de Têmpera Superficial por Indução. **ABCM**. Instituto Politécnico, Nova Friburgo, ago.-set. 2004.

LIMA, Claudio C.; BEZERRA, Íris A.; SILVA, Mário C. A.; COELHO, Rodrigo E.; SOBRAL, Maria D. C. Evolução Microestrutural da Cinética de Austenitização do Aço 1045. **VII CONEPI**. Palmas, out. 2012.

LMDM, CETEC – MG. Disponível em <www.cienciadosmateriais.org>. Acesso em: 20 out. 2015.

MENDANHA, A. Et al. **Principais Parâmetros Metalúrgicos e suas Influências na Qualidade e Desempenho do Aço para Trabalho a Frio AISI D2**. 6º Seminário da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes – ABM, – 2008, São Paulo/SP.

NANURA, César R. N.; SANTOS, Carlos A.; SPIM, Jaime A. Numerical – Experimental Correlation of Microstructures, Cooling Rates and Mechanical Properties of AISI 1045 Steel During the Jominy End-Quench Test. **ELSEVIER**. Porto Alegre, v.76, p. 230-243, jul. 2015.

NISSAN, A. B.; FINDLEY, K. O.; HERING, A. S. Extreme Value Statistical Analysis to Determine the Endurance Limit of a 1045 Induction Hardened Steel Alloy. **ELSEVIER**. Golden – Colorado, v.10, p. 607-612, april, 2011.

OLIVEIRA, Bruno O. S. R. **Efeitos do Revenimento Realizado a Baixa Temperatura na Resistência ao Impacto em Aços Carbono e Ligados Temperados**. 2011. 122 f. Dissertação (Mestrado Profissional) – Escola de Engenharia de Materiais, Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2011.

REED-HILL, Robert E.; ABBASCHIAN, Reza; ABBASCHIAN, Lara. **Physical Metallurgy Principles**. 4. Ed. USA, Stamford: Cengage Learning, 2009.

ROCHA, Márcio R. da. **Aço ABNT 1045 Esferoidizado: Estudo Da Cinética De Coalescimento e Correlações Entre Microestruturas E Propriedades Mecânicas**. 2001. 128 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.

SARTORI, Carlos H. **Tratamentos Térmicos de Aços Ferramenta**. Associação Brasileira de Materiais, Metalúrgica e Mineração. Osasco, 2004.

SILVA, André L. V. C.; MEI, Paulo R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

SILVA, J. P. F. et al. **Tratamentos Térmicos dos Aços AISI H13, AISI D6 e AISI 4340**. Departamento de Engenharia Metalúrgica – Universidade do Porto. Durit Brasil Ltda. Salvador da Bahia, 2005.

SOARES, Edmo Jr. **Efeito do Tratamento Térmico na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas de Aços-Ferramenta para Trabalho a Frio**. 2006. 100 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

SOARES, Joaquim P. **Aços: Características e Tratamentos**. 4. Ed. Porto: Publindústria, 1987.

SOUSA, R. R. M.; MENDES, M. L. M.; VALADÃO, E. M.; BRANDIM, A. S.; OLIVEIRA, M. D.; ALVES, C. Jr. Aço Ferramenta para Trabalho a Frio AISI D6 Tratado Termicamente e Nitretado em Plasma com Gaiola Catódica. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**. Teresina, v.27, n.4, p. 223-227, 2008.

STEIN, Cristiano R.; HERMENEGILDO, Tahiana F.; ARAÚJO, Fernando G. S.; COTA, André B. Efeito da Rápida Austenitização sobre as Propriedades Mecânicas de um Aço SAE 1045. **Revista Escola de Minas**. Ouro Preto, v.58, n.1, jan.-mar. 2005.

VILLARES METALS. **Catálogo de Aços para Trabalho a Frio**. Disponível em <file:///C:/Users/Brenda/Desktop/VC131-pt.pdf>. Acesso em: 26 out. 2015.

VRITZL, V. **Influência dos Parâmetros da Têmpera Superficial a Laser por Diodo na Microestrutura dos Aços Ferramenta para Trabalho a Frio**. 2008. 119 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2008.