

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –PPGE3M

**EFEITO DE DIFERENTES CICLOS TERMOMECAÑICOS NO
COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DO AÇO ABNT 4140**

Luana De Lucca de Costa

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2014

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –PPGE3M

**EFEITO DE DIFERENTES CICLOS TERMOMECÂNICOS NO
COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DO AÇO ABNT 4140**

Luana De Lucca de Costa
Engenheira Mecânica

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação.

Porto Alegre

2014

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Lirio Schaeffer
PPGE3M - UFRGS

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Diego Rodolfo Simões de Lima (IFC – SC)

Prof. Dr. Nestor Cezar Heck (UFRGS – RS)

Prof. Dr. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS – RS)

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M

“São fúteis e cheias de erros as ciências que não nasceram da experimentação,
mãe de todo conhecimento.”

Leonardo da Vinci

AGRADECIMENTOS

A Deus.

Aos meus pais, José Nilton de Costa e Maristela De Lucca de Costa, que são meus suportes em todos os momentos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer, pela grande oportunidade, auxílio e confiança.

Ao Dr. Eng^o Alberto Guerreiro Moreira Brito pela colaboração, incentivo e ensinamentos.

A Sherdil Khan pelo companheirismo, atenção, cuidado e carinho.

A Rosa Maria Martinello Back e família pelo amparo e amizade.

A Ágatha Bittencourt e Fernanda Vecchietti pela grande amizade.

A todos os colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, em especial, MSc. André Carvalho Tavares, MSc. Tecg^a. Angela Selau Marques, MSc. Eng. Carla Adriana Theis Soares, MSc. Eng. Fábio Junkes Corrêa, Acad. Gabriel Campos Bacellar, Eng. Rodrigo Prestes Limberger, Eng. Rodrigo Hatwig, MSc. Eng. Tiago Colombo, MSc. Tecg^o Vinicius Martins, MSc. Eng. Vinicius Waechter Dias.

Aos acadêmicos André Rosiak, Lucas Antônio Vieira Gonçalves e Matheus Fortes pela imensurável ajuda.

Aos colaboradores do Centro de Tecnologia, técnicos Marco Aurélio Villanova e Luis Eduardo Ribas.

Ao Grupo de Engenharia de Superfícies (GES), coordenado pelo Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, e ao Laboratório de Fundição (LAFUN) pela disposição de equipamentos.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq pela bolsa de mestrado e a Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Capes pelo financiamento do projeto BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa Colaborativa em Tecnologia de Manufatura).

A todos os amigos, colegas e professores que auxiliaram nestes anos de pesquisa.

SUMÁRIO

| | |
|---|-----------|
| AGRADECIMENTOS | 5 |
| SUMÁRIO | 6 |
| LISTA DE TABELAS | 11 |
| LISTA DE SÍMBOLOS..... | 12 |
| LISTA DE ABREVIACÕES..... | 12 |
| RESUMO | 13 |
| ABSTRACT..... | 14 |
| 1 INTRODUÇÃO..... | 15 |
| 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 17 |
| 2.1 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO POR CONFORMAÇÃO MECÂNICA | 17 |
| 2.1.1 Método de Elementos Finitos aplicados à conformação mecânica | 19 |
| 2.1.2 Considerações sobre aspectos microestruturais da deformação plástica | 20 |
| 2.2 PROCESSO DE FORJAMENTO A QUENTE EM MATRIZ ABERTA | 21 |
| 2.2.1 Aspectos microestruturais no Forjamento em Matriz Aberta | 23 |
| 2.3 FENÔMENOS METALÚRGICOS NA DEFORMAÇÃO A QUENTE | 23 |
| 2.3.1 Encruamento | 25 |
| 2.3.2 Recuperação | 25 |
| 2.3.3 Recristalização Dinâmica..... | 26 |
| 2.3.4 Recristalização Estática | 29 |
| 2.3.5 Recristalização Metadinâmica | 32 |
| 2.4 DIAGRAMA DE FASES FE - Fe_3C : MICROCONSTITUINTES | 32 |
| 2.5 INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE RESFRIAMENTO: TRATAMENTOS TÉRMICOS DE TÊMPERA E REVENIMENTO | 36 |
| 2.6 CARACTERÍSTICAS DO AÇO ABNT 4140..... | 38 |
| 3 EXPERIMENTOS PRELIMINARES..... | 41 |
| 4 MATERIAIS E MÉTODOS | 47 |
| 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES..... | 55 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 5.1 | ANÁLISE QUÍMICA | 55 |
| 5.2 | CONDIÇÕES INICIAIS DE MICROESTRUTURA E DUREZA | 55 |
| 5.3 | ENSAIO MECÂNICO DE COMPRESSÃO..... | 56 |
| 5.4 | MICROESTRUTURAS E MICRODUREZAS..... | 58 |
| 5.4.1 | Microdurezas..... | 58 |
| 5.4.2 | Análise Micrográfica: Sequência 2..... | 60 |
| 5.4.3 | Análise Metalográfica: Sequência 1 | 64 |
| 5.4.4 | Análise Metalográfica: Sequência 3 | 66 |
| 6 | CONCLUSÕES..... | 69 |
| 7 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 71 |
| | REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO | 72 |

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 2.1 - Representação dos processos típicos de conformação: (a) Forjamento, (b) Laminação, (c) Estiramento, (d) Dobramento, (e) Extrusão, (f) Trefilação, (g) Embutimento Profundo, (h) Cisalhamento. Adaptado de DIETER (1981). | 19 |
| Figura 2.2 - Alteração na estrutura dos grãos de um metal policristalino como o resultado de deformação plástica. (a) Grão equiaxiais antes da deformação; (b) Grãos alongados após a deformação (MOFFAT <i>et al.</i> , 1964 <i>aput</i> CALLISTER, 2000). | 21 |
| Figura 2.3 - Estiramento da ponta de uma barra por forjamento em matriz aberta. | 22 |
| Figura 2.4 - Representação esquemática dos dois processos dinâmicos de amaciamento, associados ao trabalho a quente. Ilustrada a partir de (JORGE JR, 1997)..... | 24 |
| Figura 2.5 - Estágios da recuperação em metal deformado plasticamente (a) emaranhados de discordâncias, (b) formação de células, (c) aniquilação de discordâncias e (d) formação de subgrãos. Ilustrado a partir de REED-HILL (1982)..... | 26 |
| Figura 2.6 - Curva tensão-deformação aquecida com ocorrência somente da recuperação dinâmica. O patamar é atingido na tensão de estado estacionário (“ <i>steady state stress</i> ”) (PADILHA <i>et al.</i> , 2005). | 26 |
| Figura 2.7 - Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recristaliza dinamicamente para altas taxas de deformação (REGONE, 2009)..... | 27 |
| Figura 2.8 - Mecanismos de nucleação por formação de colares sucessivos. (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando ϕc é superada; (c) segunda etapa acontecendo junto aos grãos recristalizados; (d) terceira etapa, idem a segunda; (e) quarta etapa corresponde ao estado estacionário (PADILHA <i>et al.</i> , 2005)..... | 28 |
| Figura 2.9 - A sequência mostra a formação de um grão recristalizado a partir de um subgrão. (a) Estrutura inicial; (b) Subgrão central cresce sobre os outros; (c) Uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo é formada (REED-HILL, 1982)..... | 31 |
| Figura 2.10 - Coalescimento de dos subgrãos. (a) Estrutura original antes do coalescimento; (b) Rotação do subgrão CDEFGH; (c) Estrutura do subgrão após o coalescimento; (d) Estrutura final após migração (PADILHA, 2005). | 31 |
| Figura 2.11 - Representação esquemática de formação de um grão recristalizado (REED-HILL, 1982). | 32 |
| Figura 2.12 - Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C (REED-HILL, 1982). | 33 |

| | |
|--|----|
| Figura 2.13 - Diagrama de Fases Fe - Fe ₃ C de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento (REED-HILL, 1982)..... | 34 |
| Figura 2.14 - Três estágios na formação da estrutura de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente, correspondente aos pontos <i>b</i> , <i>c</i> e <i>d</i> da Figura 2.13 (REED-HILL, 1982)..... | 34 |
| Figura 2.15 - Diagrama TTT para o aço ABNT 4140, onde: A = austenita, F = ferrita e C= Cementita. Redesenhado de ERICSSON (1991) e McPHERSON (2008)..... | 39 |
| Figura 2.16 - Diagrama de resfriamento contínuo do aço ABNT 4140, onde: A = austenita, F = ferrita, B = bainita, P = perlita e M = martensita. Redesenhado de LIMA (2006) e BORTOLETO (2010)..... | 39 |
| Figura 3.1 - Detalhe das dimensões projetadas para a peça final forjada (GAO, 2013)..... | 42 |
| Figura 3.2 - Geometria inicial da peça de trabalho (GAO, 2013). | 41 |
| Figura 3.3 - Representações esquemáticas do <i>billet</i> , mandril, matriz inferior em V e matriz superior plana..... | 42 |
| Figura 3.4 - Disposição das ferramentas utilizadas na simulação e no processo de forjamento (GAO, 2013). | 42 |
| Figura 3.5 - Geometria desejada para a peça forjada em cada passe..... | 44 |
| Figura 3.6 - Imagens do Processo forjamento (a) depois do terceiro passe, (b) antes do quinto passe, (c) primeiro recalque antes do sexto passe, (a) após sétimo passe. | 45 |
| Figura 3.7 - Pontos inseridos na peça inicial. | 45 |
| Figura 3.8 - Temperatura dos oito pontos selecionados durante o primeiro passe..... | 46 |
| Figura 4.1 - Representação dos Ciclos Termomecânicos impostos aos corpos de prova. (a) Sequência 1; (b) Sequência 2; (c) Sequência 3..... | 49 |
| Figura 4.2 - Disposição dos equipamentos no momento dos ensaios..... | 50 |
| Figura 4.3 - Posicionamento do corpo de prova no momento do ensaio, LVDT, batente e disposição das matrizes..... | 51 |
| Figura 4.4 - Curvas de Escoamento do aço AISI 4140 (LIN et al., 2008a)..... | 52 |
| Figura 5.1 - Micrografia dos grãos austeníticos iniciais do material..... | 56 |
| Figura 5.2 - Gráfico Força (kN) <i>versus</i> Deslocamento(mm) para os Ciclos I das Sequências 1, 2 e 3..... | 56 |
| Figura 5.3 - Gráfico Força (kN) <i>versus</i> Deslocamento (mm) para os Ciclos II das Sequências 1, 2 e 3 | 57 |

| | |
|--|----|
| Figura 5.4 - Gráfico Força (kN) <i>versus</i> Deslocamento (mm) para os Ciclos III das Sequências 1, 2 e 3..... | 57 |
| Figura 5.5 - Gráficos de Colunas das durezas (HV) dos Ciclos I, II e II da Sequência 1..... | 58 |
| Figura 5.6 - Gráficos de Colunas das durezas (HV) dos Ciclos I, II e II da Sequência 2..... | 59 |
| Figura 5.7 - Gráficos de Colunas das durezas (HV) dos Ciclos I, II e II da Sequência 3..... | 60 |
| Figura 5.8 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo I da Sequência 2..... | 61 |
| Figura 5.9 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo II da Sequência 2. | 62 |
| Figura 5.10 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclos III da Sequência 2. | 63 |
| Figura 5.11 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo I da Sequência 1..... | 65 |
| Figura 5.12 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclos II da Sequência 1..... | 65 |
| Figura 5.13 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo III da Sequência 1. | 66 |
| Figura 5.14 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo I da Sequência 3..... | 67 |
| Figura 5.15 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo II da Sequência 3. | 67 |
| Figura 5.16 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclos III da Sequência 3. | 68 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 2.1 - Faixa de composição química do aço ABNT 4140 (ASM HANDBOOK, 2002). | 40 |
| Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas típicas do aço ABNT 4140 (McPherson, 2008). | 41 |
| Tabela 3.1 - Sequência de giros aplicados na simulação numérica e no forjamento experimental (GAO, 2013)..... | 43 |
| Tabela 4.1 - Parâmetros adotados para os ensaios de compressão. | 50 |
| Tabela 4.2 - Identificação das amostras para análise (a) Sequência 1; (b) Sequência 2 e (c) Sequência 3..... | 54 |
| Tabela 5.1 - Resultado da análise química (% em massa)..... | 55 |

LISTA DE SÍMBOLOS

$\dot{\phi}$ - Velocidade de deformação (s^{-1})

μ - Coeficiente de atrito

F - Força para conformação (kN)

k_f - Tensão de escoamento (MPa)

Z - Parâmetro de Zener-Hollomon

ϕ - Deformação verdadeira

ϕ_c - Deformação crítica para início da recristalização dinâmica

ϕ_p - Deformação de pico

R - Constante dos gases (J/mol.K)

Q - Energia de Ativação (kJ/mol)

T - Temperatura (K ou °C)

T_f - Temperatura de Fusão

LISTA DE ABREVIATÓES

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

FMA - Forjamento em Matriz Aberta

GES - Grupo de Engenharia de Superfícies

HV - Dureza Vickers

IBF - Institut fuer Bildsame Formgebung

LAFUN - Laboratório de Fundição

LAMEF - Laboratório de Metalurgia Física

LdTM - Laboratório de Transformação Mecânica

LVDT - Linear variable differential transformer

RWTH - Aachen - Rheinisch-Westfaelische Technische Hochschule

UFRGS - Universidade Federal do Rio Grande do Sul

RESUMO

A microestrutura resultante do processo de forjamento a quente é influenciada por variáveis como temperatura, deformação, tamanho de grão austenítico inicial e taxa de resfriamento. A proposta deste trabalho é estudar o comportamento termomecânico do aço ABNT 4140 mantido nas temperaturas de 900, 1000, 1100 e 1200°C por 22, 66 e 200 minutos e, posteriormente, forjado e tratado termicamente em patamares semelhantes aos de recozimento direto e revenimento e, ainda, analisar a influência da temperatura sobre o fenômeno de crescimento de grão. Esta pesquisa correspondeu a uma das etapas do projeto BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa Colaborativa em Tecnologia de Manufatura), realizado em parceria entre o Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul e o Instituto de Conformação Mecânica (IBF) da Universidade Técnica de Aachen (RWTH - Aachen). O projeto objetiva a realização de um estudo para o desenvolvimento do processo de forjamento incremental de eixos vazados para aerogeradores, sendo que este trabalho analisa, de forma independente, as propriedades do material utilizado no forjamento referido. Foram elaboradas sequências e rotas de aquecimento-forjamento-resfriamento, sendo observado o fenômeno metalúrgico de recristalização completa na amostra aquecida a 1200°C por 200min.

Palavras-chave: Microestrutura; Tratamento termomecânico; Temperatura; Aço ABNT 4140.

ABSTRACT

The microstructure resulting from the forging process is studied as a function of variables such as temperature, deformation, starting austenite grain size and cooling rate. The purpose of this work is to study the thermomechanical behavior of steel ABNT 4140 maintained at temperatures of 900, 1000, 1100 and 1200°C for 22, 66 and 200 minutes and subsequently forged and post heat treated at similar levels to those of direct annealing and tempering. Furthermore, the influence of temperature on the phenomenon of grain growth is also analyzed. This work is a part of a research project named BRAGECRIM (Brazil-German Initiative for Collaborative Research in Manufacturing Technology), in collaboration with the Laboratory of Mechanical Manufacturing (LDTM) of the Federal University of Rio Grande do Sul and the Institute of Mechanical Forming (IBF) of the Technical University of Aachen. The aim of the project is to study the development of incremental forging process of hollow shafts for wind turbines. However, the work presented in this study analyzes independently, the properties of the material in relation to the forging process. Sequences and routes of heating-forging-cooling were elaborated, being observed metallurgical phenomenon of complete recrystallization in the specimen heated at 1200°C for 200min.

Keywords: Microstructure; Thermomechanical; Temperature; Steel ABNT 4140.

1 INTRODUÇÃO

A energia é um dos elementos indissociáveis que regem o progresso e promovem o desenvolvimento das civilizações. A saúde social e econômica do mundo moderno depende da oferta sustentável de energia, assim, as tecnologias do futuro devem incluir princípios de desenvolvimento sustentável (ISLAM *et al.*, 2013).

Desta forma, incentivos governamentais para aumentar a proporção de energia produzida por fontes renováveis têm estimulado uma nova era de desenvolvimento tecnológico. As energias renováveis são tratadas como uma solução parcial para três desafios socioambientais: atender à crescente demanda por energia, garantir a segurança energética e reduzir a emissão de substâncias nocivas (BIDWELL, 2013).

No aspecto econômico que envolve este contexto, onde há necessidade do uso de geradores cada vez maiores para aumento na produção de energia, o desenvolvimento e aperfeiçoamento tecnológico dos componentes destes geradores tornam-se imprescindíveis. No caso das turbinas eólicas, por exemplo, a potência média, aumentou de 50 kW, no início dos anos 1980, a 7000 kW (7 MW) em 2011, em aplicações *offshore*. Isto resultou em um aumento no peso das turbinas de cerca de 6 a 400 toneladas e o comprimento das lâminas aumentou de 10 para 80 metros (SCHAEFFER, 2012).

Diante dos aspectos referidos, desenvolveu-se o projeto de cooperação internacional Brasil-Alemanha intitulada “Bulk metal formed parts for power plants” pertencente ao projeto BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa Colaborativa em Tecnologia de Manufatura), realizado em parceria entre o Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul e o Instituto de Conformação Mecânica (IBF) da Universidade Técnica de Aachen (RWTH), Alemanha. Este projeto abrange o estudo para desenvolvimento do processo de forjamento incremental de eixos vazados de aerogeradores de energia, em de aço ABNT 4140, em substituição dos eixos maciços, visando o aumento de desempenho mecânico e redução do peso. O estudo considera aspectos macroscópicos e microscópicos do processo, tais como, a obtenção de geometria, cálculo de forças e potências necessárias à conformação, projeto adequado de ferramentas e, também, o ajuste dos parâmetros do forjamento para a obtenção de microestrutura que garanta melhorias nas propriedades finais do produto forjado. E ainda, o estudo do comportamento microestrutural do material submetido a diferentes condições térmicas para fornecer informações aos bancos de dados dos *softwares*

utilizados. Foram usadas simulações numéricas com o uso de modelos microestruturas e métodos de otimização. Os trabalhos de MEDEIROS (2012), COLOMBO (2012) e CORREA (2014) são oriundos deste projeto e apresentam as etapas já trabalhadas.

Destarte, esta dissertação tem como objetivo geral analisar o efeito do Ciclo termomecânico no comportamento microestrutural do aço ABNT 4140 forjado a quente, sendo os objetivos específicos:

- Verificar o comportamento do aço ABNT 4140, através de corpos de prova cúbicos aquecido a diferentes temperaturas e intervalos de tempo anteriores ao forjamento.
- Mensurar o efeito das diferentes condições de resfriamento na microestrutura final dos corpos de prova.
- Comparar o comportamento mecânico, quanto à dureza, do produto obtido ao final de diferentes Ciclos termomecânicos.
- Possibilitar a redução de tempo e otimização dos processos de tratamentos térmicos.
- Entender os mecanismos de amaciamento e endurecimentos presentes durante o processo de forjamento a quente em matriz aberta.
- Analisar a influência da temperatura sobre o grão austenítico.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Desenvolver um processo de conformação a quente envolve diversas etapas, desde a escolha da geometria e construção do ferramental, parametrização das variáveis de influência, manuseio e operação de equipamentos, entre outros. Possivelmente, o forjamento em matriz aberta seja o processo de conformação mais antigo, e é, até hoje, responsável pela produção de grande parte dos elementos mecânicos, em especial, os de grandes dimensões. Cada tipo de material a ser conformado apresenta complexos parâmetros, principalmente de temperatura, tempo, deformação e condições de resfriamento que influenciam diretamente em sua microestrutura final e nas relações que estas têm com as propriedades mecânicas.

Com a finalidade de expor esses conceitos utilizados para alcançar o objetivo deste trabalho, serão descritos, brevemente, os fundamentos teóricos dos processos de conformação mecânica e do processo de forjamento a quente em matriz aberta que correspondem ao prévio estudo do desenvolvimento do processo de forjamento de um protótipo de eixo vazado, realizado no Instituto de Conformação Mecânica (IBF) da Universidade Técnica de Aachen (RWTH) - Alemanha, e que deram origem aos objetivos desta dissertação. Em seguida, são apresentados conceitos relacionados a microestrutura dos aços, tais como, transformações de fases, tratamentos térmicos, fenômenos metalúrgicos e caracterização do material.

2.1 Processos de Fabricação por Conformação Mecânica

Os processos de conformação mecânica dos metais alteram a forma de um corpo metálico de uma forma simples para uma mais complexa, de forma permanente, a partir da aplicação de tensões externas, ocasionando, além de mudanças dimensionais e de geometria, alterações das propriedades mecânicas e estruturais dos metais (DIETER, 1981; HELMAN et al, 2005).

Estes processos podem ser classificados de várias formas, sendo que as duas classificações mais conhecidas e usuais, conforme FROTA JR (2009) são:

- Quanto à temperatura do processo;
- Quanto ao tipo de tensão aplicada.

Segundo DIETER (1981), quanto à temperatura, os processos de conformação são comumente classificados em operações de trabalho a quente, a morno e trabalho a frio. O parâmetro que define esta classificação é a temperatura de recristalização, sendo os processos acima desta

temperatura classificados como a quente, e abaixo, a frio (FROTA JR, 2009). No trabalho a quente ocorrem os processos de recuperação e recristalização simultaneamente a deformação. Já no trabalho a frio a deformação é realizada sob condições em que os processos de recuperação não são efetivos. No trabalho a quente o encruamento e a estrutura distorcida dos grãos produzida pela deformação são muito rapidamente eliminados pela formação de novos grãos livres de deformação, como resultado da recristalização. Já no trabalho a morno ocorre recuperação, mas não se formam novos grãos (PADILHA *et al.*, 2005).

Quanto ao tipo de tensão aplicada, segundo DIETER (1981) os processos são classificados em:

- Processos do tipo compressão direta;
- Processos de compressão indireta;
- Processos do tipo trativo;
- Processos de dobramento;
- Processos de cisalhamento.

Nos processos por conformação direta, uma força é aplicada à superfície do material provocando o escoamento do metal em direção perpendicular à direção de compressão. Os principais exemplos deste tipo de processo são o forjamento e a laminação. Já nos processo por compressão indireta as forças compressivas são desenvolvidas pela reação do material com a matriz por meio da aplicação de outra força primária que são frequentemente trativas, e as forças compressivas indiretas, desenvolvidas pela reação do material com a matriz, atingem valores elevados. A trefilação de fios e tubos, a extrusão e o embutimento profundo representam processos de compressão indireta. O estiramento representa processos de conformação por tração, onde a chapa metálica fina é dobrada, formando os contornos da matriz sobre a aplicação de forças trativas. O dobramento envolve a aplicação de momentos fletores à chapa, enquanto o cisalhamento envolve a aplicação de forças cisalhantes de magnitude suficiente para romper o metal do plano de cisalhamento (FROTA JR, 2009; CHIAVERINI, 1986). A representação destes processos é apresentada na Figura 2.1.

Citam-se como exemplos de produtos fabricados por forjamento as bielas, rodas dentadas das engrenagens dos sistemas de transmissão, eixos de turbinas, eixos propulsores e transmissores dos navios, entre outros (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

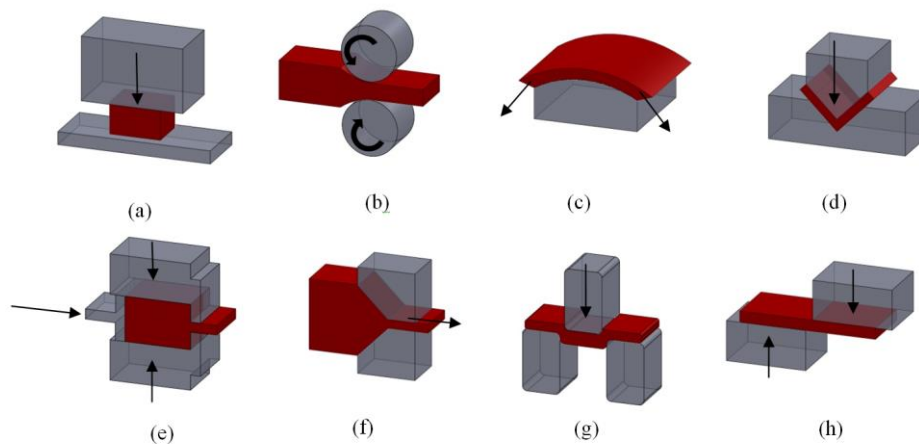


Figura 2.1- Representação dos processos típicos de conformação: (a) Forjamento, (b) Laminação, (c) Estiramento, (d) Dobramento, (e) Extrusão, (f) Trefilação, (g) Embutimento Profundo, (h) Cisalhamento. Adaptado de DIETER (1981).

2.1.1 Método de Elementos Finitos aplicados à conformação mecânica

Os métodos de análise das tensões e deformações nos processos de conformação mecânica dos metais baseiam-se, de modo geral, na mecânica da deformação plástica, estudando a matéria como meio contínuo que, a partir de solicitação mecânica, deforma-se. Apoiando-se, assim, na teoria da plasticidade (BRESCIANI *et al.*, 2001).

Conforme RODRIGUES e MARTINS (2010), em ordem crescente de complexidade e habilidade na precisão detalhada ao métodos de análise são:

- Método da energia de deformação uniforme;
- A teoria do campo de linhas de deslizamento,
- Método do limite superior;
- Método dos elementos finitos.

O método de elementos finitos (FEM, da terminologia inglesa *Finite Element Method*) é uma ferramenta de solução numérica aplicável a um grande número de problemas em diversas áreas da engenharia, tais como, análise estrutural, fenômenos de transporte, escoamento de fluídos e processos termomecânicos (COLOMBO, 2012).

O uso o termo “elemento finito” proposto por CLOUGH (1960), teve início na década de 50 quando surgiram os primeiros estudos envolvendo técnicas de solução numérica a partir do método de elementos finitos (MARQUES *et al.*, 2014). Nos anos 60 iniciaram-se as primeiras aplicações do método, efetuadas na resolução de problemas de análise estrutural com utilizações de

domínio das tecnologias de fabricação e na década de 70 desenvolveu-se uma formulação alternativa, chamada de formulação do escoamento plástico ou “*flowformulation*” que caracteriza o escoamento dos materiais metálicos em deformação plástica de uma forma análoga ao escoamento dos fluídos viscosos incompressíveis, servindo, atualmente, de base para vários programas de elementos finitos (MARQUES, 2013).

Neste método uma estrutura é discretizada em pequenas subestruturas bem definidas denominadas elementos finitos. Essa subdivisão é chamada malha, sendo geralmente constituída, no caso bidimensional, de triângulos ou quadriláteros, cujos vértices são denominados nós da malha. É através dela, que se monta um sistema de equações, cuja solução permite determinar as grandezas de interesse no fenômeno utilizado (COLOMBO, 2012; MARQUES, 2013).

Na malha do método de elementos finitos pontos de rede (nós) são fixados no corpo em análise, conectando os pontos de rede criam-se os elementos de material, sendo que a coleção de elementos produz a malha que é denominada malha Lagrangiana. Com a deformação do corpo, os pontos de rede se movem e os elementos se distorcem, desta forma, o método calcula o movimento de elementos (MSC, 2012).

2.1.2 Considerações sobre aspectos microestruturais da deformação plástica

A mecânica de deformação plástica é apenas uma das maneiras de estudo da conformação plástica. Os outros tratamentos imprescindíveis são, por exemplo, os descritos por BRESCIANI (2011):

- Metalurgia da deformação plástica, que se ocupa, essencialmente, na relação entre a capacidade do metal ser deformado e sua microestrutura;
- Microestrutura, e a influência dos tratamentos mecânicos, associados ou não aos tratamentos térmicos.

Os produtos metálicos comerciais são policristalinos, constituídos de um número imensurável de cristais individuais, ou seja, grãos, agregados entre si (DIETER, 1981). Esses grãos podem se deformar plasticamente por quatro mecanismos: deslizamento do plano cristalino causado pela movimentação de discordâncias (escorregamento), maclação mecânica, difusão e transformação de fases (PADILHA, 1997). A maneira pela qual os materiais se distorcem como resultado de uma deformação plástica está indicada na Figura 2.2. Antes da deformação os grãos são equiaxiais, e para esta deformação, os grãos tornaram-se alongados ao longo da direção na qual a amostra foi trabalhada.

Assim, PADILHA *et al.* (2005) afirma que durante a deformação plástica ocorrem alguns eventos importantes:

- Ocorre mudança na forma dos grãos;
- A orientação dos grãos muda e eles geralmente adquirem orientação preferencial (textura de deformação);
- A quantidade de contornos de grão por unidade de volume aumenta;
- A quantidade de defeitos e discordâncias por unidade de volume aumenta de várias ordens de grandeza.

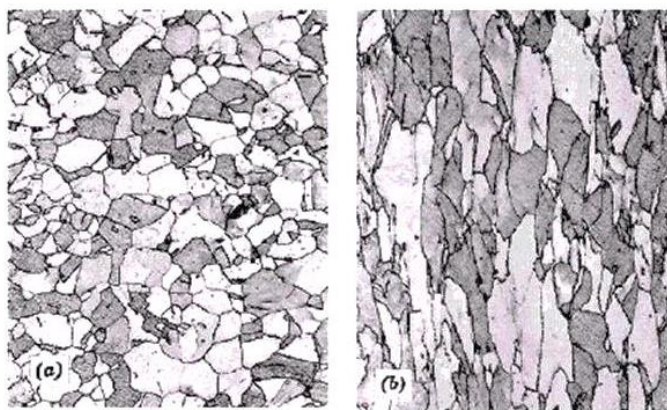


Figura 2.2 - Alteração na estrutura dos grãos de um metal policristalino como o resultado de deformação plástica. (a) Grão equiaxiais antes da deformação; (b) Grãos alongados após a deformação (MOFFAT *et al.*, 1964 *aput* CALLISTER, 2000).

No trabalho a quente, os metais passam por fenômenos metalúrgicos modificadores de sua estrutura que são a recuperação e recristalização dinâmicas (SELLARS, 1979). Estes fenômenos possuem seção exclusiva, já que são assuntos centrais desta pesquisa.

2.2 Processo de Forjamento a Quente em Matriz Aberta

O forjamento em matriz aberta (FMA) é caracterizado pela compressão de massa metálica entre matrizes superior e inferior, em regiões localizadas da peça, deformando-se de maneira livre, sendo a forma final obtida por intermédio da manipulação entre golpes sucessivos da prensa com matrizes planas ou geometricamente simples. Como já mencionado, o processo é aplicável para produção de peças de grande porte ou na preparação de pré-formas para indústria de processamento (MEDEIROS *et al.*, 2011).

O recalque e o estiramento são as operações básicas do forjamento em matriz aberta. O recalque é o processo onde ocorre a redução em altura do lingote aumentando o diâmetro devido ao escoamento do material no sentido transversal da peça, enquanto o estiramento consiste na redução do diâmetro com aumento no comprimento do lingote, onde as sucessivas compressões fazem o material escoar na direção do eixo da peça (FROTA JR, 2009).

A Figura 2.3 ilustra o estiramento de parte de uma barra, sendo este, uma operação geralmente realizada em matriz aberta. A operação é realizada com matrizes de largura “b”, com razão de mordida (S_B) entre 0,4 e 0,6, a partir de sucessivas compressões e avanços da barra, Figura 2.3b, c, d, onde ondulações na superfície da peça são, geralmente, devido à pequena largura b. A Figura 2.3e mostra o aspecto da peça quando se repetem as operações citadas em aproximadamente metade da barra. O acabamento das faces forjadas é realizado substituindo as matrizes por outras de maior largura, com razão de mordida (S_B) mais próximos de 1. A peça obtida, após acabamento, está mostrada na Figura 2.3f (HELMAN *et al.*, 2005; COLOMBO, 2012).

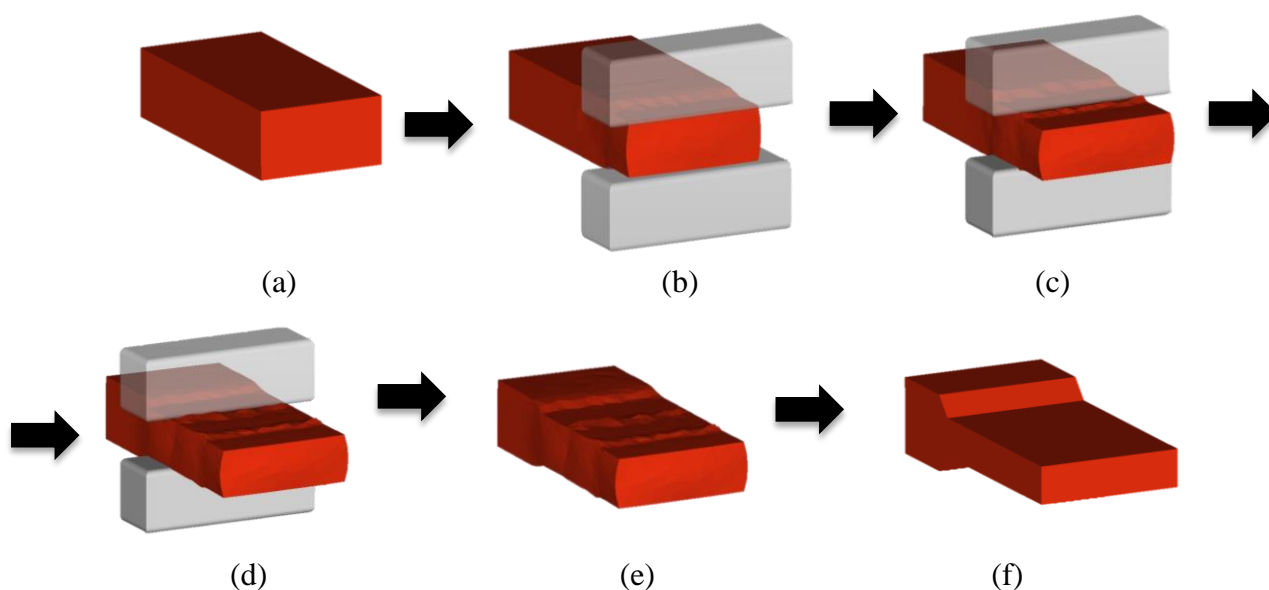


Figura 2.3 - Estiramento da ponta de uma barra por forjamento em matriz aberta. Adaptado de HELMAN *et al.* (2005) e CHOI *et al.* (2006).

Na produção de peças forjadas, além dos aspectos macroestruturais mencionados, há os aspectos microestruturais regidos pelos fenômenos metalúrgicos, tais como, a transição de fases, a recristalização e o crescimento de grão. Sendo transição de fase a transformação da austenita em ferrita, perlita, bainita e martensita. Os fenômenos de amaciamento dados pela recuperação/recristalização estática ou dinâmica que restauram e controlam o comportamento

microestrutural na deformação e regem diretamente as propriedades mecânicas do material forjado (REGONE, 2009). Desta forma, um avanço expressivo no processo de forjamento a quente pode ser realizado ligando-se os fatores macro e microestrutural no processamento de aços.

2.2.1 Aspectos microestruturais no Forjamento em Matriz Aberta

No forjamento, a deformação produzida resulta na direcionalidade da microestrutura na qual segundas fases e inclusões são orientadas paralelamente à direção de maior deformação. Quando se observa a microestrutura macroscopicamente, ela aparece como linhas de escoamento ou estrutura fibrosa. A existência de uma estrutura fibrosa é característica de todas as peças forjadas e isso não é considerado como um defeito de forja. Entretanto, a estrutura fibrosa resulta numa ductilidade em tração menor e menores propriedades de fadiga na direção normal às fibras (direção transversal) (DIETER, 1981).

No FMA a mudança microestrutural ocorre, principalmente, pela deformação do material e pela recristalização dinâmica. O processo de recristalização dinâmica vem sendo investigado veementemente porque estar relacionado intimamente ao processo de conformação a quente, bem como, o rearranjo metalúrgico, a resistência à deformação a quente e a melhoria da capacidade de deformação. Nos estudos de LIN *et al.* (2008a; 2009a; 2008b; 2008c; 2009b) são propostos modelos de evolução microestrutural considerando recristalização dinâmica e estática, bem como, metadinâmica, nucleação e crescimento de grãos no aço ABNT 4140, onde, equações empíricas desenvolvidas e simulações computacionais são empregadas como meios de predição do desenvolvimento da microestrutura.

2.3 Fenômenos Metalúrgicos na Deformação a Quente

Em um material deformado a quente as propriedades finais são influenciadas pela natureza dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante e após a deformação. Durante a deformação estão ocorrendo concomitantemente endurecimento e amaciamento dinâmico. O amaciamento dinâmico pode ser de dois tipos: recuperação dinâmica e recristalização dinâmica (JORGE JR, 1997). Devido à intensa vibração térmica que favorece a difusão atômica e a mobilidade e aniquilamentos das discordâncias, o encruamento e a estrutura distorcida dos grãos são

rapidamente eliminadas pela formação de novos grãos livres de deformação em função dos processos de amaciamento dinâmico, que são termicamente ativados (PADILHA *et al.*, 2005).

Após a deformação, ocorrem processos de restauração e o consequente amaciamento do material. Existem três diferentes fenômenos que podem ser responsáveis por este amaciamento: recuperação estática, recristalização estática e recristalização metadinâmica (REGONE, 2009).

Os três mecanismos que atuam durante a deformação a quente podem ser observados na Figura 2.4, onde a quantidade de encruamento e amaciamento atribuído a cada um dos processos estão esquematizados. A *linha verde* no lado esquerdo do diagrama indica um encruamento linear, e ausência de qualquer mecanismo de amaciamento dinâmico. Os fenômenos dinâmicos reduzem a tensão a partir do encruamento linear até os valores apresentados pela *linha preta*. Em metais com alta energia de falha de empilhamento a operação de mecanismos de recuperação dinâmica reduz a tensão até o nível representado pela *linha vermelha* que é a curva tensão *versus* deformação apresentada pelos materiais que somente apresentam recuperação dinâmica. Em metais com energia de falha de empilhamento moderada ou baixa, a recristalização dinâmica produz um amaciamento adicional durante a deformação, baixando a tensão ao nível da *linha preta*, que é a curva tensão *versus* deformação apresentada pelos materiais que recristalizam dinamicamente (REGONE, 2009; JORGE JR, 1997; PADILHA *et al.*, 2005).

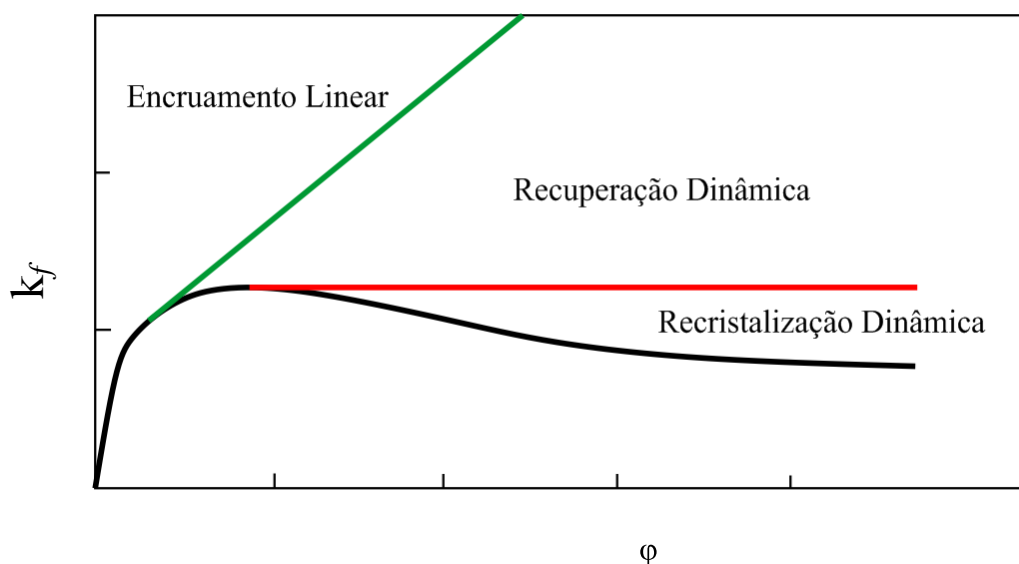


Figura 2.4 - Representação esquemática dos dois processos dinâmicos de amaciamento, associados ao trabalho a quente. Ilustrada a partir de (JORGE JR, 1997).

2.3.1 Encruamento

Encruamento é um dos fenômenos que contribuem para o aumento da resistência mecânica dos materiais durante a deformação plástica, a energia despendida nos processos de conformação a frio é na maior parte perdida na forma de calor, se a velocidade ou taxa de geração de calor é muito maior que a velocidade de perda de calor, a temperatura aumenta (REGONE, 2009). Entre 2 a 10% da energia utilizada na deformação é armazenada no metal na forma de defeitos cristalinos, sendo que para altas deformações o limite de energia armazenada tende ao limite inferior (DOHERTY, 1974).

Sob o ponto de vista subestrutural, o encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias e pelo tipo de arranjo no qual estes defeitos se apresentam. Os principais fatores que afetam a microestrutura no estado encruado são: a energia de falha ou energia de defeito de empilhamento (EDE), átomos de soluto em solução sólida, tamanho de grão inicial, temperatura e velocidade de deformação (PADILHA *et al.*, 2005).

2.3.2 Recuperação

À medida que um metal é deformado em alta temperatura, o número de defeitos cristalinos aumenta e devido a ativação térmica as discordâncias geradas se rearranjam (PADILHA *et al.*, 2005). As mudanças microestruturais que ocorrem na recuperação são a redistribuição e aniquilação dos defeitos pontuais e discordâncias, sem a formação de novos contornos de grãos, ou pela formação e/ou migração de contornos de baixo ângulo, Figura 2.5.

Em temperaturas maiores que $0,2T_f$ ocorrem principalmente a aniquilação de interstícios e lacunas além da migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias. Temperaturas na faixa de $0,2$ a $0,3T_f$ promovem a aniquilação de discordâncias de sinais opostos, delineando subcontornos de grão, também chamados contornos de pequeno ângulo. Em temperaturas maiores que $0,4T_f$ ocorrem a formação de subgrãos, por mecanismos de poligonização, devido a maior ativação térmica.

Esse fenômeno requer baixa energia de ativação e pode ocorrer em baixas temperaturas através de mudanças estruturais de pequena escala dentro dos grãos existentes (JORGE JR, 1997).

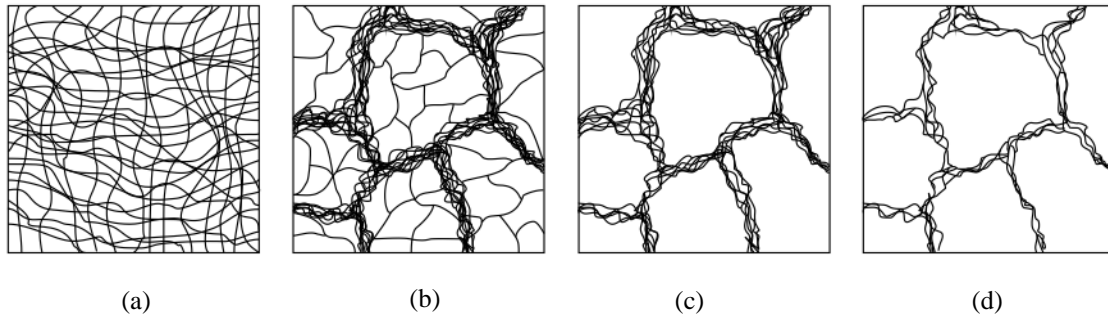


Figura 2.5 – Estágios da recuperação em metal deformado plasticamente (a) emaranhados de discordâncias, (b) formação de células, (c) aniquilação de discordâncias e (d) formação de subgrãos. Ilustrado a partir de REED-HILL (1982).

As discordâncias se reorganizam, como mencionado, por mecanismos termo ativados como a escalagem e o deslizamento cruzado, possibilitando o equilíbrio dinâmico, ou seja, a quantidade de defeitos gerados é compensado pela quantidade de defeitos eliminados. Nesse ponto é atingido o estado estacionário (“*steady state*”), ou seja, a quantidade de defeitos permanece constante (PADILHA et al., 2005). Esse comportamento é típico de materiais com alta energia de falha de empilhamento EDE, segundo REGONE (2009), e na curva tensão *versus* deformação, Figura 2.6, esse efeito aparece como uma estabilização da tensão a medida que o material vai sendo deformado.

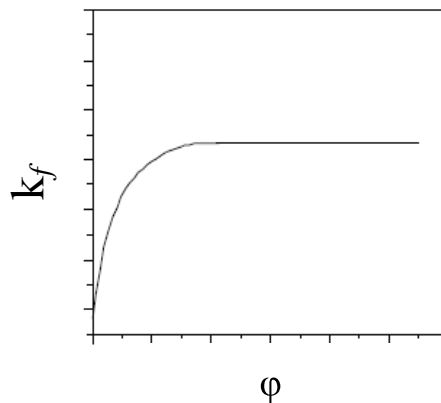


Figura 2.6 – Curva tensão-deformação aquecida com ocorrência somente da recuperação dinâmica. O patamar é atingido na tensão de estado estacionário (“*steady state stress*”) (PADILHA et al., 2005).

2.3.3 Recristalização Dinâmica

Em metais com média e baixa energia de defeito de empilhamento, a recuperação dinâmica é lenta e permite que a densidade de discordâncias aumente até um nível apreciável. Quando a densidade crítica for excedida, novos grãos serão formados, a partir da migração de

contornos de alto ângulo, durante a deformação, sendo esta a definição de recristalização dinâmica. O principal potencial termodinâmico é a energia armazenada durante a deformação. Quando há a formação de uma região livre de defeitos circundada por um contorno de alto ângulo, a recristalização prossegue por crescimento desse núcleo sobre a matriz encruada, sendo um processo de nucleação e crescimento (PADILHA *et al.*, 2005). Essa migração de contornos de alto ângulo eliminam os defeitos cristalinos e é um processo irreversível devido à redução da energia livre entre os dois lados de um contorno em migração.

A curva tensão *versus* deformação característica de um material que se recristaliza dinamicamente apresenta um pico de tensão, o qual, com o aumento da deformação, diminui para um valor intermediário entre a de início de escoamento plástico e a de pico, como mostra a Figura 2.7, sendo o estágio estacionário (“*steady state*”) definido pela geração e eliminação simultânea de defeitos cristalinos.

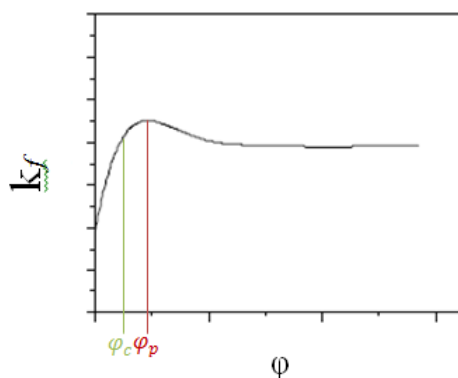


Figura 2.7 – Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recristaliza dinamicamente para altas taxas de deformação (REGONE, 2009).

Ainda, no estágio inicial de deformação, onde a tensão aumenta com a deformação, a subestrutura desenvolvida é pouco recuperada. As células possuem paredes bastante emaranhadas e são relativamente pequenas. Com o encruamento os grãos equiaxiais vão se alongando, a tensão passa por um máximo e antes de alcançar este pico aparecem os primeiros núcleos nos contornos de baixo e alto ângulos. Quando a tensão alcança o estado estacionário, os grãos recristalizados são equiaxiais com tamanhos muito menores que os iniciais (REGONE, 2009). Sendo que, existe uma deformação mínima para o início da recristalização dinâmica definida como deformação crítica, φ_c .

2.3.3.1 Nucleação na Recristalização Dinâmica

A nucleação da recristalização dinâmica, na maioria das condições de deformação a quente, ocorre preferencialmente, nos contornos de grão, mecanismo conhecido como *formação de colares sucessivos* (“necklacing”), que consiste em nucleação de novos grãos em etapas, que avançam para o interior do grão original, como mostra, esquematicamente, a Figura 2.8 (PADILHA *et al.*, 2005).

A ocorrência deste mecanismo acarreta intenso refino de grãos, sendo que, o aumento da energia livre causada pela introdução de novos contornos de grão é compensado pela diminuição da energia livre associada à eliminação de defeitos cristalinos, em um balanço energético similar ao mecanismo de migração de contornos de grão induzido por deformação. Quando um “colar” é formado, o mesmo para de crescer porque a amostra está sendo constantemente deformada. Assim, os grãos recristalizados dinamicamente param de crescer e continuam pequenos, pois o potencial termodinâmico (discordâncias) vai sendo criado no interior dos novos grãos devido às deformações constantes. Dessa forma, a diferença de potencial através dos contornos de grão diminui e eles param de crescer. O colar seguinte, por sua vez, passa pelo mesmo processo, os grãos permanecem pequenos. Dessa forma, a microestrutura de grãos pode sofrer considerável refinamento quando passa pelo processo de recristalização dinâmica (PADILHA *et al.*, 2005).

Entretanto, em condições de baixas velocidades de deformação, os grãos param de crescer somente quando encontram seus vizinhos que também estão em crescimento. Assim, o processo torna-se semelhante à recristalização estática e podem não sofrer refino (CHEN *et al.*, 2012; REGONE, 2009).

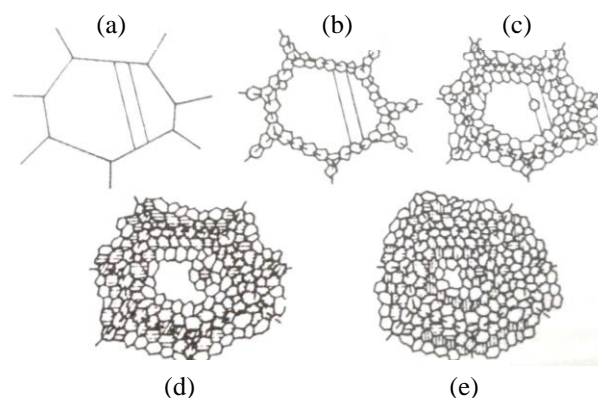


Figura 2.8 – Mecanismos de nucleação por formação de colares sucessivos. (a) grão original; (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando φ_c é superada; (c) segunda etapa acontecendo junto aos grãos recristalizados; (d) terceira etapa, idem a segunda; (e) quarta etapa corresponde ao estado estacionário (PADILHA *et al.*, 2005).

O estudo de SAKAI (1984) estabelece relações entre o tamanho de grão inicial e o parâmetro de Zener-Hollomon (Z) com o tamanho de grão recristalizado dinamicamente. O parâmetro é a velocidade de deformação, corrigida com pela temperatura absoluta de deformação, T, e é dado pela Equação 1:

$$Z = \dot{\phi} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R.T}\right) \quad (\text{Eq. 1})$$

Onde Q é a energia de ativação para deformação e R é a constante dos gases.

O parâmetro Z é um fator importante no modelamento matemático dos fenômenos relacionados a deformação a quente. O refino de grão é observado quando a curva tensão *versus* deformação apresenta um pico, condição de Z elevado, na relação de até 2:1. Por outro lado, é observado que quando a curva apresenta múltiplos picos, condição de Z pequeno, os grãos são engrossados.

2.3.4 Recristalização Estática

No término da deformação ocorre o fenômeno de recuperação estática que restaura o material até certa proporção, a partir dos mesmos mecanismos da recuperação dinâmica, sendo que o seu amaciamento ou restauração total só ocorre com a recristalização estática. Esse fenômeno elimina as discordâncias de forma coletiva, com a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação (CHAN, 1996).

O estudo de BURKE e TURNBULL (1952) sintetiza o conhecimento sobre recristalização em 7 “leis”, sendo elas:

- 1) É necessária deformação mínima para que a recristalização ocorra;
- 2) Quanto menor a deformação, mais alta é a temperatura para o início da recristalização;
- 3) Quanto maior o tempo de recozimento, menor é a temperatura necessária para que a recristalização ocorra;
- 4) O tamanho do grão final depende, principalmente, do grau de deformação e da temperatura de recozimento.
- 5) Quanto maior o tamanho do grão original, maior é a deformação necessária para que a recristalização se complete em um mesmo tempo de recozimento.

- 6) Para determinado grau de redução, quanto maior a temperatura de deformação, maior a temperatura de recristalização e maior é o tamanho do grão final;
- 7) O aquecimento continuado após a recristalização causa o crescimento de grão.

A recristalização estática está associada com o movimento de contornos de alto ângulo do material deformado, ocorrendo por estágios de nucleação e crescimento de novos grãos a partir dos grãos previamente deformados (JORGE JR, 1997).

Devido a sua importância nos processos industriais, a cinética de recristalização estática dos aços após a deformação a quente tem sido estudada extensivamente por diferentes métodos. Medindo-se a fração de material recristalizado em função do tempo após a deformação, através de métodos metalográficos quantitativos, pode-se determinar a evolução do processo de recristalização. Determinando-se o parâmetro de amaciamento em função do tempo de espera entre deformações, através de ensaios mecânicos, pode-se também, determinar a cinética de recristalização estática após a deformação a quente (REGONE, 2009).

2.3.4.1 Nucleação

Os mecanismos de rearranjo de discordância de modo a formar uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade, ou seja, capaz de migrar sobre a matriz encruada ou recuperada rapidamente, são definidos como nucleação da recristalização (PADILHA *et al.*, 2005).

A nucleação de novos grãos acontece preferencialmente onde a deformação local é maior, ou seja, nos contornos de alto e baixo ângulo, bandas de deformação e inclusões. O processo de nucleação é ativado termicamente e necessita de um tempo de incubação antes que os núcleos venham a ser detectados (REGONE, 2009). Os modelos de nucleação da recristalização são:

a) Migração dos contornos de grão induzida por deformação

Corresponde a migração de um contorno de grão pré-existente para o interior de um grão mais deformado. A condição para que o processo ocorra é o balanço energético favorável entre a eliminação de defeitos e aumento da superfície total do contorno de grão devido ao “embarrigamento”, ou seja, o contorno entre dois grãos, marcado por diferentes tamanhos de subgrãos, se encurva e caminha do grão com subestrutura crescida para as subestruturas mais finas, criando uma região livre de deformação (McQUEEN e JONAS, 1976; McPHERSON, 2008).

b) Nucleação por migração de contornos de baixo ângulo

Os núcleos são formados por um processo de crescimento das células ou subgrãos. Em uma área de grande deformação, as discordâncias se reorganizam por poligonização em estruturas celulares. Com o crescimento das células, mais discordâncias são acumuladas nas paredes e, eventualmente, são formados contornos de alto ângulo. (REGONE, 2009). A Figura 2.9 mostra esquematicamente o mecanismo de recristalização por migração de subcontornos.

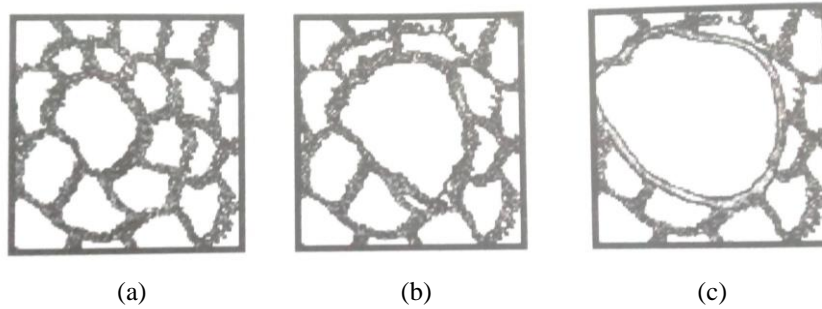


Figura 2.9– A sequência mostra a formação de um grão recristalizado a partir de um subgrão. (a) Estrutura inicial; (b) Subgrão central cresce sobre os outros; (c) Uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo é formada (REED-HILL, 1982).

c) Coalescimento de subgrãos

O coalescimento é um mecanismo que promove o crescimento de subgrãos e eliminação de subcontornos, diminuindo a energia armazenada, alterando a diferença de orientação entre o grupo que sofreu coalescimento e os subgrãos vizinhos, de tal forma que o seu aumento das diferenças de orientação de um grão com os grãos vizinhos gere o aparecimento de um contorno de alto ângulo capaz de migrar em alta velocidade e constituir um núcleo de recristalização, com diminuição da energia livre.

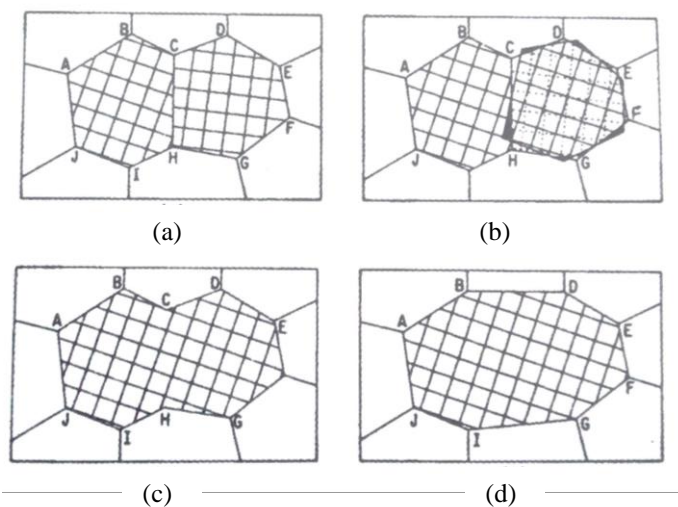


Figura 2.10- Coalescimento de dos subgrãos. (a) Estrutura original antes do coalescimento; (b) Rotação do subgrão CDEFGH; (c) Estrutura do subgrão após o coalescimento; (d) Estrutura final após migração (PADILHA, 2005).

A Figura 2.10, mostra a formação de um núcleo por coalescimento de subgrão. O desaparecimento de um contorno de baixo ângulo ocorre se todas as discordâncias que o constituem desaparecem e a Figura 2.11 a formação de um grão recristalizado.

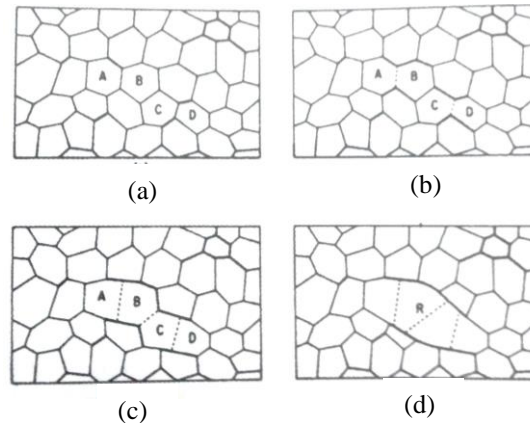


Figura 2.11– Representação esquemática de formação de um grão recristalizado (REED-HILL, 1982).

2.3.5 Recristalização Metadinâmica

É um tipo de recristalização que inicia dinamicamente e cresce estaticamente, após o término da deformação e, portanto, sem a atuação de tensões. Os núcleos dinamicamente recristalizados continuam a crescer depois que a deformação é interrompida (PADILHA, 2005).

Enquanto os núcleos da recristalização dinâmica estão crescendo por recristalização metadinâmica, o restante do material sofre recristalização e recuperação estática. Ao contrário da recristalização estática, a recristalização metadinâmica não necessita de um tempo de incubação, isto se deve ao fato de que ela faz uso dos núcleos formados pela recristalização dinâmica (REGONE, 2009).

Sua cinética depende basicamente da velocidade de deformação, sendo pouco influenciada pela temperatura e elementos de liga. Quanto maior a velocidade de deformação utilizada, mais rapidamente ocorre a recristalização metadinâmica. Com relação aos tamanhos de grãos, quanto maior a velocidade de deformação mais refinados são os grãos (PADILHA, 1997).

2.4 Diagrama de Fases Fe - Fe₃C: Microconstituintes

A partir de diagramas de fases podemos determinar: as fases, as composições de cada fase e as quantidades relativas. Nos aços, o carbono (C) forma uma solução sólida intersticial quando

adicionado ao ferro (Fe), sendo a máxima concentração possível de 2,11% em peso a 1.147°C. O raio atômico do C é muito menor que o do Fe, cerca de 0,71Å *versus* 1,24Å, ainda assim, o átomo de C é maior que o interstício no Fe o que produz distorção no reticulado. Na temperatura ambiente, o Fe consegue dissolver uma quantidade muito limitada de C, conseqüentemente, o limite de solubilidade é alcançado e outro composto com composição química e estrutura cristalina é formado: o carboneto de ferro (Fe₃C). Assim, sendo fase a porção homogênea de um sistema que tem características físicas e químicas uniformes, no aço há 2 fases: Fe com C em seus interstícios (solução sólida intersticial) e Fe₃C. Cada região do diagrama de fases, Figura 2.12, limita o campo de estabilidade da fase em equilíbrio, em função da temperatura e composição da mistura (GEORGE, 1997).

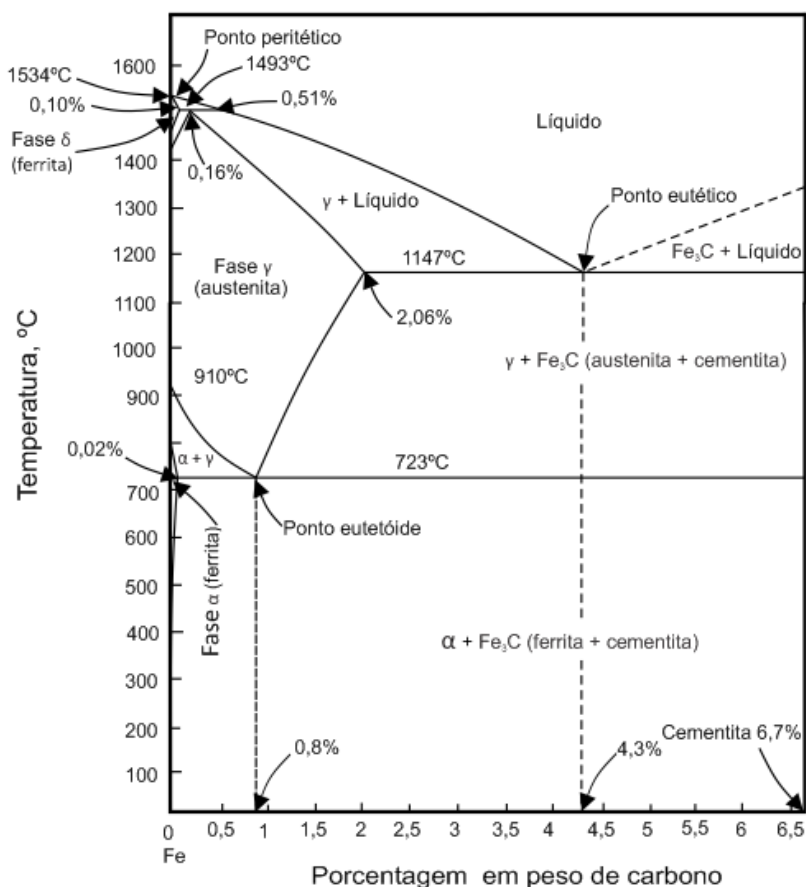


Figura 2.12– Diagrama de fases Fe-Fe₃C (REED-HILL, 1982).

Nos aços, a austenita é a fase em equilíbrio formada em temperaturas elevadas, constituída de Fe na estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), com solubilidade máxima de 2,11% de C a 1.147°C. Na estrutura CFC os sítios intersticiais são, consideravelmente, maiores do que na

Cúbica de Corpo Centrado (CCC) de forma que as deformações impostas aos átomos de Fe vizinhos ao C são muito menores (REED-HILL, 1982).

Na ferrita, apenas pequenas quantidades de carbono podem ser dissolvidas, sendo a solubilidade máxima de 0,0218%, em peso, a 727°C, sendo a solubilidade limitada pela forma e tamanho das posições intersticiais na estrutura CCC. Quando o limite de solubilidade de carbono na ferrita é excedido, abaixo de 727°C, e, também, quando a solubilidade de C na austenita for ultrapassado na faixa de temperatura de 727°, forma-se a cementita (Fe_3C). A cementita não é uma solução sólida, como ferrita e austenita, e sim um composto intermetálico com estrutura cristalina ortorrômbica (KWIETNIEWSKI *et al.*, 2013). As Figuras 2.13 e 2.14 apresentam os três estágios na formação das fases de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente.

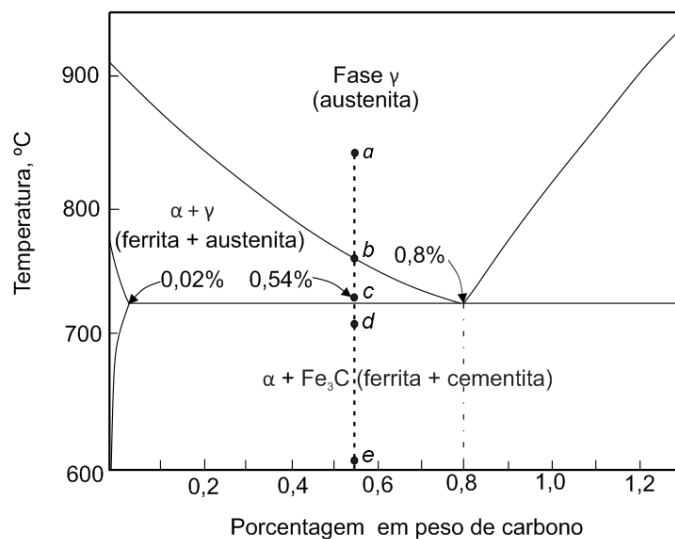


Figura 2.13- Diagrama de Fases Fe - Fe_3C de um aço hipoeutetóide no resfriamento lento (REED-HILL, 1982).

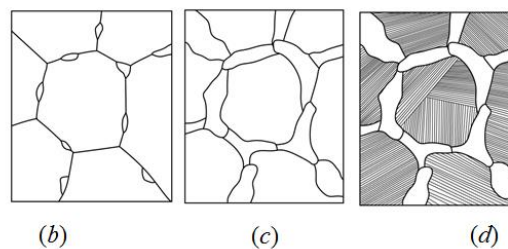


Figura 2.14 - Três estágios na formação da estrutura de um aço hipoeutetóide resfriado lentamente, correspondente aos pontos b, c e d da Figura 2.13 (REED-HILL, 1982).

No resfriamento rápido da austenita a difusão é suprimida e os átomos de carbono não se dividem entre cementita e ferrita, sendo aprisionados nas posições octaédricas de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), produzindo, então, a martensita. A solubilidade de carbono em uma

estrutura CCC é enormemente excedida quando a martensita se forma e assume, então, uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) (CALLISTER, 2000; KRAUSS, 1995).

A martensita é formada por um mecanismo de cisalhamento, no qual vários átomos se movimentam cooperativamente e quase simultaneamente para efetuar a transformação. Este mecanismo é bem diferente do movimento de átomo por átomo através de interfaces durante as transformações difusionais, sendo a cinética da transformação martensítica é atérmica, uma vez que a conversão da microestrutura austenítica em martensítica acontece continuamente com o decréscimo da temperatura durante resfriamento suficientemente rápido e contínuo (ASKELAND, 2011). A martensita nos aços apresenta duas morfologias, ripas e placas. As ripas, formadas em aços de baixo e médio carbono, são placas longas e finas que se formam lado a lado, e estão alinhadas paralelamente entre si. As ripas são agrupadas em entidades estruturais maiores, os blocos. As placas descrevem a forma das unidades de martensita que se formam em aços de alto teor de carbono (KRAUSS, 1995). Se a martensita for aquecida a uma temperatura onde os átomos de carbono tenham mobilidade, estes difundem dos sítios octaédricos para formar carbonetos. Como resultado, a tetragonalidade é aliviada, e a martensita é substituída por uma mistura de ferrita e cementita como previsto nos diagramas tempo-temperatura-transformação TTT (REED-HILL, 1982)

As estruturas obtidas a partir da decomposição da austenita estão associadas, obviamente, propriedades mecânicas diferentes. As estruturas ferríticas são, em princípio, as de menor resistência e dureza, porém com ductilidade máxima, enquanto que as estruturas martensíticas são as que obtêm valores de dureza mais altos, baixa ductilidade e resistência ao impacto (COSTA E SILVA *et al.*, 1981).

Para modificar a estrutura de um aço para atingir propriedades mecânicas específicas, utilizam-se Ciclos de aquecimento e resfriamento controlados que definem as operações de Tratamentos Térmicos.

Por fim, deformações plásticas locais e fluxo de material podem ocorrer quando as solicitações externas, ou mesmo internas, excedem a tensão de escoamento do material, tensões e deformações podem ter uma influência importante na cinética das transformações de fase. Podem ocorrer mudanças de fase causadas por deformações plásticas (mesmo em tensões abaixo do escoamento do material). A variação das frações volumétricas durante a transformação de fase leva a alterações nas propriedades mecânicas (BORTOLETO, 2010).

2.5 Influência das Condições de Resfriamento: Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento

Em síntese, diagramas de transformação isotérmica (TTT) e resfriamento contínuo (CCT) são diagramas de transformação de fase onde o parâmetro tempo foi introduzido. Cada um desses diagramas é determinado experimentalmente para uma liga de composição particular, sendo empregado na determinação da microestrutura final de um aço, resfriado a partir do campo austenítico, em condições específicas. São fatores de controle nos processos que envolvem alterações microestruturais a partir de Ciclos térmicos: temperatura, tempo, velocidade de resfriamento e a proteção da peça (KWIETNIEWSKI, 2013).

Como já mencionado, a informação da quantidade e distribuição da fase presente definem a microestrutura de um material e dá-se a partir da taxa de resfriamento podendo ser obtida em diagramas apropriados de transformação sob resfriamento contínuo (SOUZA FILHO, 2008).

Estudos sobre alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas, associadas às taxas de resfriamentos, resumem-se em como as mudanças na taxa de resfriamento cruzam as regiões dos diagramas CCT e nas temperaturas de transformação de fase dos materiais (DeARDO, 1988).

DeARDO (1988) demonstra em seu trabalho que o tamanho de grão austenítico influencia na temperabilidade dos aços e no próprio comportamento de transformação, principalmente, nas transformações em tempos curtos e em temperaturas baixas, muito próximas a temperatura de austenitização, com grãos austeníticos menores. Essa alteração da temperabilidade devido ao tamanho de grão austenítico recristalizado foi demonstrada através da utilização do diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) e no diagrama de resfriamento contínuo (CCT).

A condição prévia da austenita antes da transformação envolve a composição química, microestrutura e textura, e comanda a densidade de pontos para a nucleação da ferrita. A austenita pode existir em uma variedade de condições, desde não recristalizada para completamente recristalizada e apresentando uma enorme faixa de estados intermediários (SOUZA FILHO, 2008).

Quando o aço é aquecido até o campo austenítico, a estrutura de baixa temperatura que se transforma em fase gama é, em geral, um agregado de cementita e ferrita, isto é, perlita ou martensita decomposta. Nesta transformação inversa, os grãos de austenita se formam por nucleação e crescimento, com núcleos originando-se heterogeneamente nas interfaces cementita-ferrita. Devido à grande área interfacial disponível para a nucleação, o número de grãos de austenita que se originam é, em geral, grande. A transformação do aço no aquecimento é, portanto, caracterizada inicialmente por um tamanho de grão austenítico pequeno. Entretanto, no campo austenítico, os movimentos

térmicos dos átomos são suficientemente rápidos para promover um crescimento de grão, de modo que tempos longos e altas temperaturas são capazes de aumentar muito o tamanho dos grãos iniciais de austenita (REED-HILL, 1982).

O resfriamento rápido de um aço após o aquecimento em temperatura de austenitização caracteriza a têmpera. O objetivo é conseguir que a difusão seja evitada para transformar a austenita em martensita, que é o produto de maior dureza das transformações dos aços. A microestrutura obtida a partir de um tratamento térmico de têmpera e revenimento depende da taxa de resfriamento após austenitização. Se esta é rápida o suficiente o produto é a martensita caso contrário, produtos de transformação mais macios, tais como a bainita e a ferrita, são obtidos. A taxa de resfriamento é determinada em grande parte pelo meio de resfriamento utilizado, o qual pode ser salmoura, água, óleo, solução polimérica, sais fundidos ou ar, em ordem decrescente da capacidade de resfriamento (LIMA, 2006; BATES *et al.*, 1991).

Na transformação da austenita em martensita, durante a têmpera, o volume do metal expande e cria tensões na peça. Se um aço altamente temperável é tratado em uma taxa de resfriamento muito rápida, podem ocorrer trincas de têmpera em resposta às tensões induzidas. Por isso, há sempre o cuidado em eliminar pontos de concentração de tensões, mas principalmente em utilizar um meio de resfriamento que favoreça uma taxa de resfriamento adequada ao material. Por causa disso, os aços entre o ABNT 4140, 4145 e 4150, os quais apresentam relativamente alta temperabilidade (BATES *et al.*, 1991).

Para atingirem-se valores adequados de tenacidade e resistência mecânica, já que a martensita como temperada é extremamente dura e frágil, deve-se logo depois da têmpera, proceder a um tratamento térmico subcrítico: o revenido (COSTA E SILVA *et al.*, 1981).

A microestrutura alvo do revenimento é a martensita revenida (partículas finas de Fe₃C em matriz ferrítica). Sendo a martensita uma estrutura metaestável caracterizada pela permanência dos átomos de carbono nos interstícios em que se encontravam na austenita, ao fornecer-se energia para a difusão o carbono sairá da condição de supersaturação e precipitará como carboneto. Esta precipitação conduz a diminuição da dureza, além disso, ocorre o alívio das tensões de têmpera (COSTA E SILVA *et al.*, 1981; KWIETNIEWSKI *et al.*, 2013).

A temperatura de revenimento pode ser qualquer uma abaixo da temperatura crítica inferior ($A_1 - 727^\circ\text{C}$) e atingir uma ampla faixa de propriedades, entretanto, na faixa de $260-370^\circ\text{C}$ (1h) ocorre à fragilização da martensita revenida e a fragilização do revenido na faixa de $375-575^\circ\text{C}$ (muitas horas). Ambos estão associados a mudanças na temperatura de transição dúctil-frágil, além

disso, a fragilização da martensita revenida pode ou não estar associada a segregação de átomos de impurezas nos contornos de grão da austenita prévia (LIMA, 2006).

2.6 Características do aço ABNT 4140

Os aços baixa liga da família 41XX, em relação aos aços carbono, são os que possuem, como principais elementos de liga, a adição de cromo e molibdênio, e em relação ao ABNT 4130, os aços ABNT 4140 apresentam teores mais elevados de carbono e manganês, o que aumenta significativamente sua temperabilidade. São usados em aplicações de engenharia na condição “temperado e revenido” ou “normalizado, temperado e revenido”, este último quando é necessário assegurar elevados níveis de tenacidade (LIMA, 2006).

O grande problema que esses aços podem apresentar é a não-uniformidade das propriedades mecânicas ao longo do comprimento do forjado. Além disso, as propriedades podem variar de uma maneira irregular. O trabalho de MAROPOULOS *et al.* (2004) *apud* LIMA (2006) estudou as propriedades mecânicas de dois aços baixa liga Cr-Mo-Ni-V médio carbono, ambos apresentando composições químicas bastante semelhantes e os produtos forjados tiveram um histórico térmico quase idêntico e ainda assim apresentaram propriedades mecânicas significativamente diferentes.

A temperatura de forjamento a quente do aço ABNT 4140 é entre 900°C e 1250°C. Componentes forjados a quente são, por exemplo, eixos, engrenagens, bielas, virabrequins e em demais componentes que exijam resistência mecânica, tenacidade a fratura e a fadiga (MEDEIROS, 2012). A faixa de composição química do aço ABNT 4140 esta apresentada na Tabela 2.1:

Tabela 2.1 – Faixa de composição química do aço ABNT 4140 (ASM HANDBOOK, 2002).

| Elemento | C | Mn | P | S | Si | Cr | Mo |
|----------|------------|-----------|-------|-------|-----------|-----------|-----------|
| % massa | 0,38- 0,43 | 0,75-1,00 | 0,035 | 0,040 | 0,15-0,35 | 0,80-1,10 | 0,15-0,25 |

Após tratamento térmico apresenta como principais constituintes a martensita e a bainita, muito embora possam ser formadas algumas estruturas com considerável difusão como a ferrita pró-eutetóide que podem ser observados nos diagramas de tratamento térmico. Nas Figuras 2.15 e 2.16 estão apresentados, respectivamente, os diagrama de transformação isotérmica e de resfriamento contínuo do aço ABNT 4140.

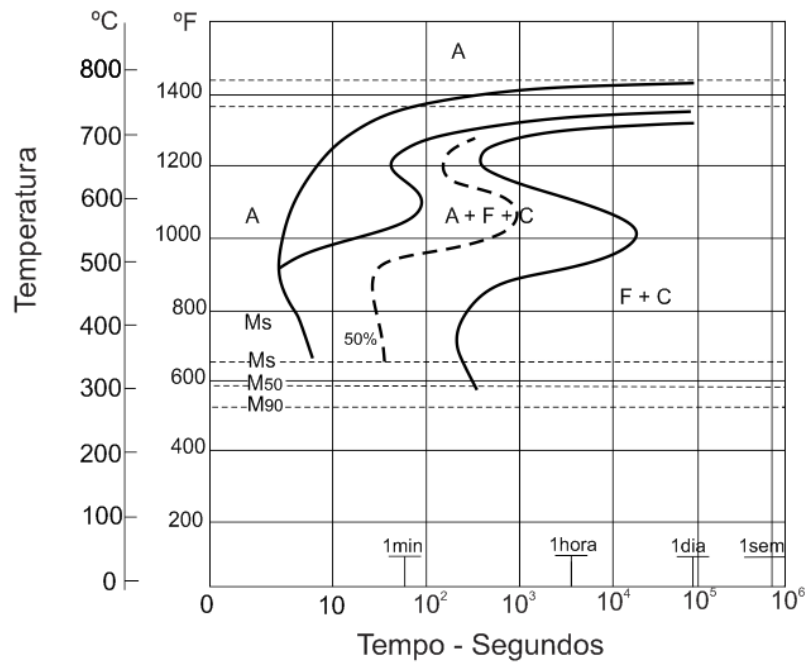


Figura 2.15– Diagrama TTT para o aço ABNT 4140, onde: A = austenita, F = ferrita e C= Cementita. Redesenhado de ERICSSON (1991) e McPHERSON (2008).

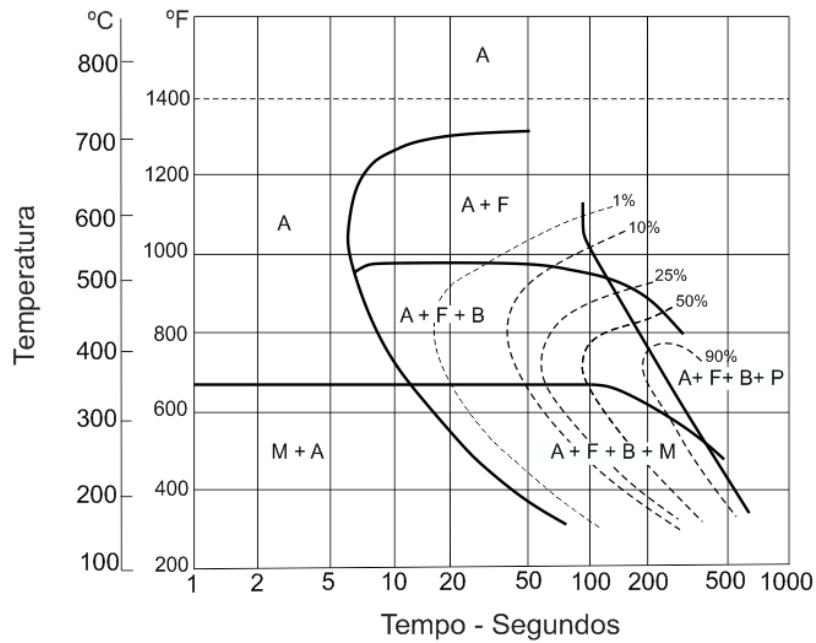


Figura 2.16 – Diagrama de resfriamento contínuo do aço ABNT 4140, onde: A = austenita, F = ferrita, B = bainita, P = perlita e M = martensita. Redesenhado de LIMA (2006) e BORTOLETO (2010).

Ainda, este aço apresenta boa combinação de propriedades, das quais, é possível citar como as principais: boa resistência mecânica, média usinabilidade, baixa soldabilidade, boa ductilidade e tenacidade (COLOMBO, 2012).

Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas típicas do aço ABNT 4140 (McPHERSON, 2008).

| Propriedades | Valor | Condição |
|--|--------------|---------------------|
| Densidade [ρ] ($\times 10^3 \text{ Kg.m}^{-3}$) | 7,7-8,0 | --- |
| Coefficiente de Poisson [ν] | 0,27-0,3 | --- |
| Resistência à tração [σ_t] (MPa) | 1020 | --- |
| Limite de escoamento [σ_{esc}] (MPa) | 655 | Normalizado a 870°C |

Tratamentos térmicos e termomecânicos aperfeiçoam o comportamento mecânico do aço ABNT 4140, e são utilizados com o objetivo de obter uma microestrutura homogênea e tamanho de grão refinado. COLOMBO (2012) cita a aplicação de diferentes Ciclos de tratamentos térmicos com o objetivo de reduzir o tamanho de grão do aço ABNT 4140 e mostra que a resistência mecânica e a tenacidade do material estão diretamente ligadas ao refino microestrutural, sendo que quanto menor o tamanho de grão e mais homogêneo for ao longo do material, maior o ganho tanto em tenacidade como no limite de escoamento do aço ABNT 4140.

3 EXPERIMENTOS PRELIMINARES

Buscando os objetivos proposto para esta dissertação, esta sessão apresenta as primeiras etapas de desenvolvimento do projeto BRAGECRIM, corresponde ao planejamento e desenvolvimento do processo de forjamento de um protótipo de eixo vazado que foram realizadas no Instituto de Conformação Mecânica (IBF) da Universidade Técnica de Aachen (RWTH - Aachen).

O forjamento do eixo vazado aplicável em aerogeradores, em caráter experimental, devido à capacidade dos equipamentos disponíveis. A geometria, similar ao de eixos produzidos industrialmente, foi determinada depois de análises de imagens de eixos em tamanhos reais, sendo apresentada na Figura 3.1. O processo de forjamento ocorre a partir de um *billet* cilíndrico, vazado, com diâmetro externo de 360 mm e um diâmetro interno de 120 mm, Figura 3.2, em aço ABNT 4140.

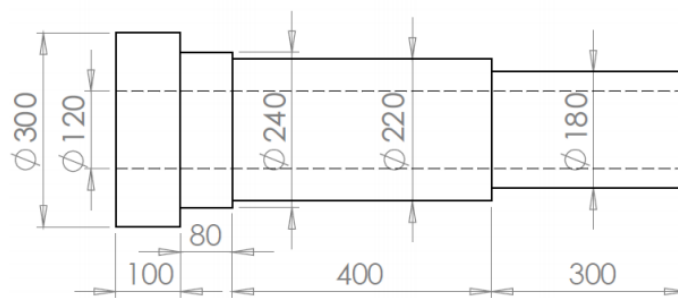


Figura 3.1 – Detalhe das dimensões projetadas para a peça final forjada (GAO, 2013).

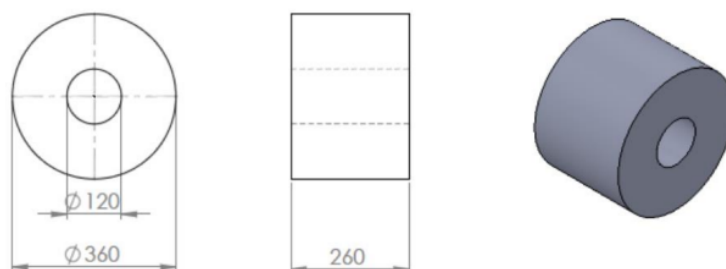


Figura 3.2 - Geometria inicial da peça de trabalho (GAO, 2013).

Basicamente três ferramentas são utilizadas, demonstradas na Figura 3.3. Um mandril com um diâmetro de 120mm é usado para manipular, por rotação e avanço, a peça de trabalho entre duas matrizes.

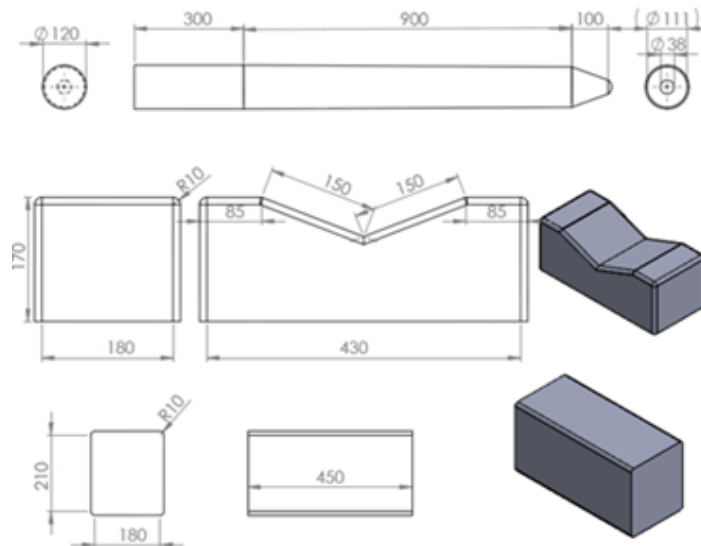


Figura 3.3 - Representações esquemáticas do *billet*, mandril, matriz inferior em V e matriz superior plana.

Ainda, na Figura 3.3 estão apresentadas dimensões e formas das matrizes utilizadas, sendo, a matriz superior plana, com uma largura de 200 mm e a matriz inferior é em forma de V, selecionada com base no estudo de (COLOMBO, 2012), com a mesma largura e ângulo de 138°. A temperatura das matrizes no momento do forjamento é 300 °C e da peça de trabalho é 1200°C. Na Figura 3.4 são demonstradas a disposição das ferramentas e a indicação dos movimentos realizados. As distâncias exatas entre os componentes variam durante as várias etapas do processo, de acordo com a deformação a ser realizada em cada etapa, mas consiste, invariavelmente, no fato de a peça de trabalho estar sempre entre as duas matrizes e com o mandril inserido em sua região passante.

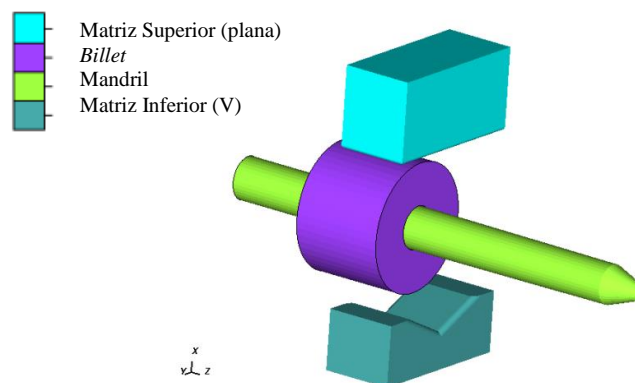


Figura 3.4 – Disposição das ferramentas utilizadas na simulação e no processo de forjamento (GAO, 2013).

A configuração da cinemática de cada movimento do mandril (rotação, avanço e retorno) e das matrizes (para cima / baixo) foi estudada e realizada antes do processo, com auxílio de

simulação numérica por elementos finitos, utilizando o *software*, desenvolvido pela Simufact Engineering GmbH, Simufact.Forming12.0.

A cinemática projetada para este processo prevê a obtenção da geometria final após um total de 160 recalques na peça de trabalho, a serem realizados pelo par de matrizes anteriormente apresentados. Os recalques são divididos em grupos de 10, totalizando 16 giros, e os giros são divididos em seis grupos de passes. Estas divisões foram projetadas visando à obtenção de uma boa forma circular com deformação equivalente ao longo da peça forjada.

Durante um giro, uma rotação de 90° relativos entre a peça e as matrizes é realizada antes de cada recalque. Apenas uma vez, após o quinto recalque de cada giro completo, uma rotação de 45° é realizada.

Uma explicação mais detalhada sobre os movimentos de rotação que ocorrem em cada um dos 160 recalques. A definição de um passe, por sua vez, é de um grupo de giros que contém diâmetros iniciais e finais iguais. Os giros 1, 2 e 3, por exemplo, nos quais o diâmetro inicial da peça é igual a 360mm e o final é de 330mm, formam o primeiro passe. Nos passes de números 2, 4, 5 e 6 há uma redução acentuada de diâmetro, “degrau”, é formado na peça de trabalho. Os degraus possuem, respectivamente, 300mm, 240mm, 220mm e 180mm de diâmetro.

Tabela 3.2- Sequência de giros aplicados na simulação numérica e no forjamento experimental (GAO, 2013).

| Passo | Avanço (S _B /b) | Rotação relativa do mandril | Rotação absoluta do mandril | Diâmetro final (mm) | Redução absoluta no diâmetro (mm) | Diâmetro interno |
|-------|----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|---------------------|-----------------------------------|------------------|
| 1 | 1 | 0° | 0° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 90° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 180° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 270° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 360° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 45° | 45° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 135° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 225° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 315° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 1 | 90° | 45° | 350 | 10 | 120 |
| 1 | 2 | -45° | 90° | 320 | 30 | 120 |
| 1 | 2 | 90° | 180° | 320 | 30 | 120 |
| ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |

A sequência de formas obtidas a cada passo está representada na Figura 3.5.

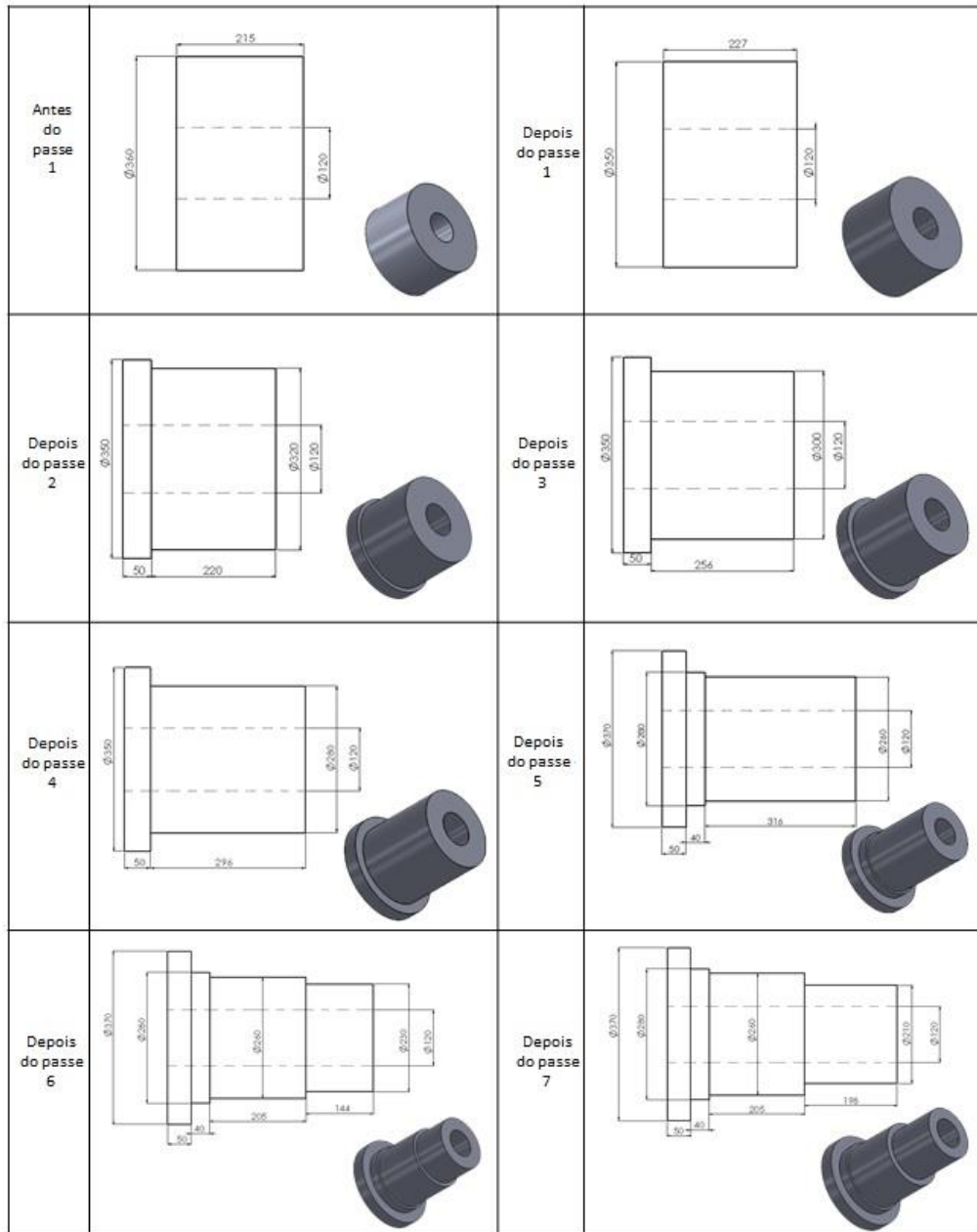


Figura 3.5 - Geometria desejada para a peça forjada em cada passe.

O forjamento foi realizado seguindo as simulações, com o ferramental já apresentado. A prensa utilizada é da Marca SMS, ano de fabricação 1984 e o manipulador da marca Glama GMS, ano de fabricação 1984.

Não foram utilizados equipamentos para medição e aquisição de dados referentes a temperatura durante o experimento, sendo que o comportamento da temperatura durante o processo de forjamento é realizado a partir de dados da simulação numérica com aquecimento inicial de 1200°C.

A Figura 3.6 demonstra a peça após cada sequência de passes apresentados na Figura 3.5.



Figura 3.6– Imagens do Processo forjamento (a) depois do terceiro passe, (b) antes do quinto passe, (c) primeiro recalque antes do sexto passe, (a) após sétimo passe.

Uma ferramenta disponível no *software* de simulação, denominado recurso de *tracking points*, para registro de temperatura foi inserida na peça. Trata-se de partículas colocadas em posições estratégicas da peça, que irão seguir o fluxo de material durante as deformações registrando dados como temperatura, deformações e forças. Após a simulação é possível plotar gráficos destes dados e fazer análises detalhadas sobre pontos de interesse.

Neste processo, foram inseridos um total de oito pontos, conforme mostra a Figura 3.7. A partir de cálculos baseados na constância de volume da peça, os pontos foram posicionados estrategicamente onde haverá mudanças de diâmetro no estiramento durante o forjamento.

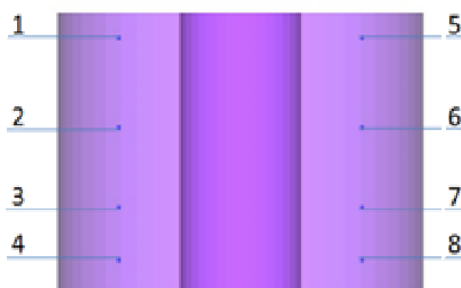


Figura 3.7- Pontos inseridos na peça inicial.

Além da possibilidade de verificar a eficácia dos processos de reaquecimento, monitorando a temperatura nestes pontos durante todo o processo, os dados levantados por estas partículas poderão ser usados em modelos de previsão microestrutural a partir de dados do material obtidos na próxima seção.

Com exceção de alguns pontos isolados na superfície, durante alguns momentos de contato com o ferramental, a peça se manteve sempre com temperatura acima dos 1000°C. Os 60 minutos de reaquecimento se mostraram suficientes para recuperar a energia térmica perdida durante os passes, de modo que todos eles foram iniciados com a peça em torno dos 1200°C iniciais.

São realizados quatro reaquecimentos com os tempos de austenitização entre 22 a 200 minutos, então, considerando o volume da peça, mede-se que ao retirar-se a peça do forno até o final de cada passe de forjamento ocorra gradientes entre 900 e 1200°C, demonstrado na Figura 3.8. Observaram-se diversos patamares em diferentes pontos da peça durante a simulação do forjamento, sendo que durante alguns ciclos de tempo a temperatura da peça manteve-se ou resfriou mais lentamente.

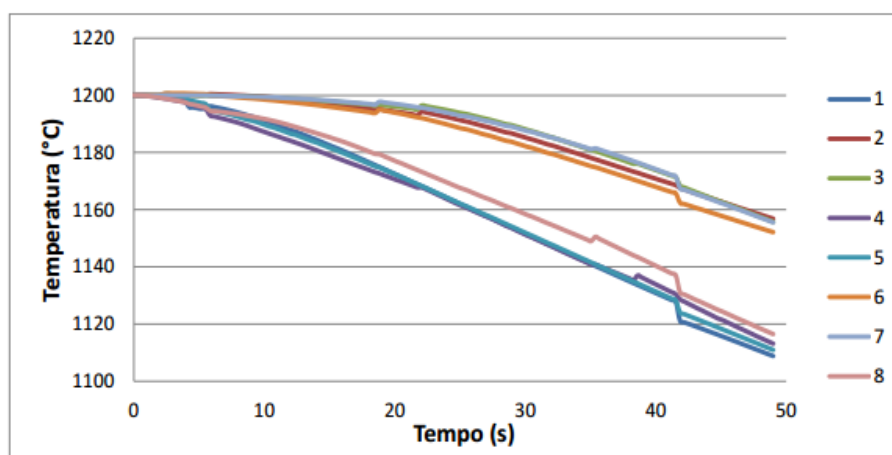


Figura 3.8- Temperatura dos oito pontos selecionados durante o primeiro passe.

Diante do estudo do processo realizado e exposto nesta seção optou-se por estudar o comportamento do aço ABNT 4140 nas temperaturas de 900, 1000, 1100 e 1200°C por tempos de austenitização de 22, 66 e 200 minutos, pois, segundo GAO (2013), nestas condições houveram as maiores dificuldades e erros de simulação da microestrutura da peça forjada. O estudo individual do comportamento termomecânico do aço nas condições apresentadas, porém, de forma independente, é o tema central desta dissertação e será exposto na próxima seção e capítulos seguintes.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

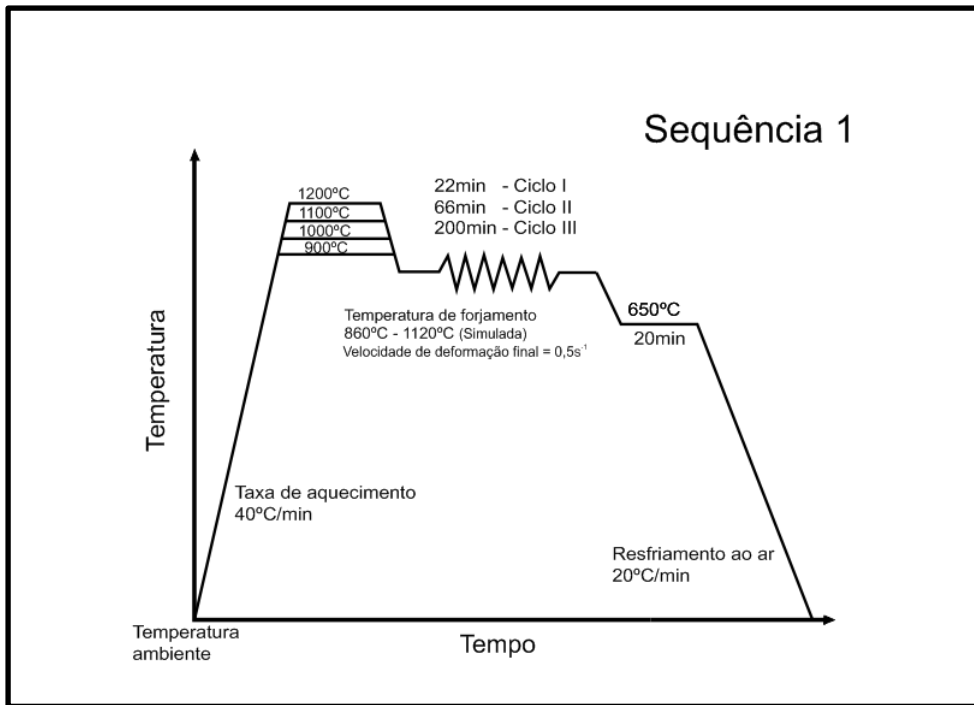
Neste trabalho, corpos de prova cúbicos foram submetidos a diferentes ciclos termomecânicos, baseados nos ciclos a que são submetidos os *billets* no processo de forjamento em matriz aberta para produção de eixos vazados, para aplicação em aerogeradores de energia, referidos na seção anterior.

O material utilizado para fabricação dos corpos de prova, na condição laminado, foi recebido do Instituto de Conformação Mecânica (IBF) da Universidade Técnica de Aachen (RWTH - Aachen), sendo o mesmo material utilizado para fabricação dos *billets* empregados no processo de forjamento mencionado na seção anterior.

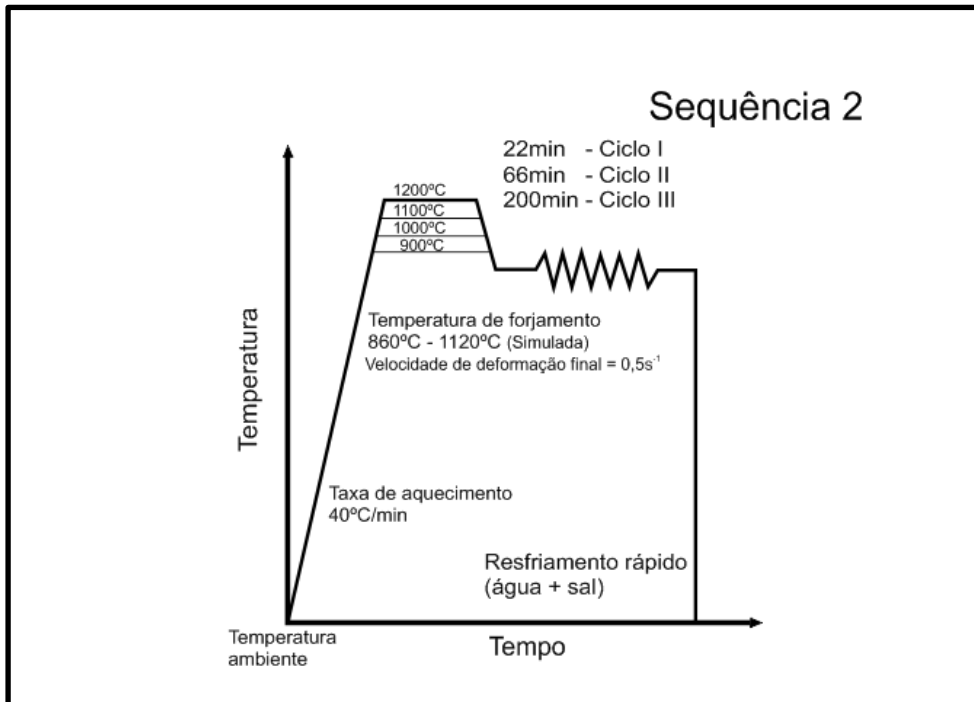
Com o intuito de verificar a composição química do material recebido, foram realizados ensaios de espectrometria para verificação da composição química, em percentuais de massa, foram realizados em um espectrômetro de centelha, marca SPECTRO, pertencente ao Grupo de Análises de Falhas (GAF) do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF).

Devido a pouca quantidade e geometria desuniforme do material recebido optou-se pela fabricação, por usinagem, de 40 (quarenta) corpos de prova cúbicos com 18mm de aresta. Em 6 corpos de prova foram feitos furos de 2mm de diâmetro e comprimento de 9mm (centro do corpo de prova) no centro da face frontal, ou seja, para a fixação de termopar tipo K. As faces frontais de todos os corpos de prova foram marcadas com o símbolo \perp com a finalidade de manter o mesmo posicionamento, isto é, todos os cortes para a fabricação foram feitos nas mesmas direções.

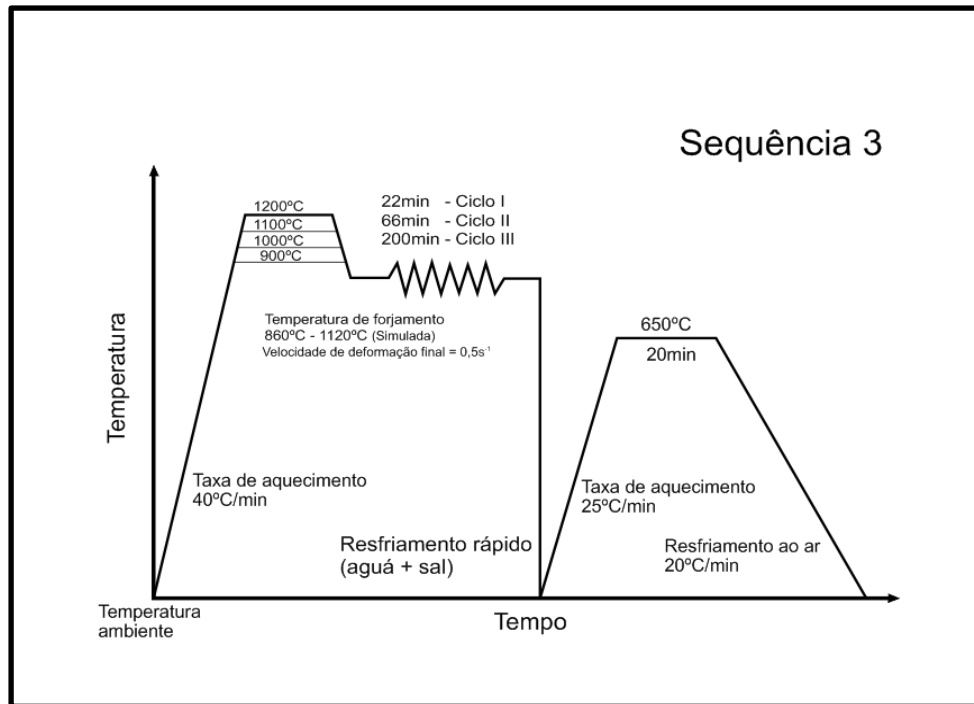
Os corpos de prova foram submetidos a diferentes ciclos termomecânicos divididos em 3 sequências, identificadas como Sequência 1, 2 e 3, de 3 ciclos cada, identificados como Ciclo I, II e III, caracterizados pelos tempos de austenitização, à 4 temperaturas diferentes, 900°C, 1000°C, 1100°C e 1200°C. Foram ensaiados 32 corpos de prova, sendo 4 cada Ciclo e, conseqüentemente, 12 cada Sequência. Os Ciclos termomecânicos que os corpos de prova foram submetidos estão representados, esquematicamente, na Figura 4.1a, b e c.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.1– Representação dos Ciclos Termomecânicos impostos aos corpos de prova. (a) Sequência 1; (b) Sequência 2; (c) Sequência 3.

A rota de ensaio comum a todas as sequências, é: Aquecimento do forno até a temperatura de austenitização determinada; Inserção do corpo de prova sobre base cerâmica localizada na parte central do forno; Espera do tempo necessário para homogeneizar a temperatura, sendo que, para cada temperatura foi mensurado um tempo diferente; Retirada do corpo de prova, com auxílio de uma tenaz adaptada para segurança e encaixe ideal; Compressão de 50% em altura, ou seja, 9mm, controlado por batentes e sistema de cursos da prensa.

Na Sequência 1, após a compressão, os corpos de prova são inseridos em um forno a 650°C, onde permanecem por 20min. Em seguida, são retirados e colocados sobre bases refratárias e resfriam ao ar até a temperatura ambiente.

Após a compressão, na Sequência 2, os corpos de prova são resfriados rapidamente (temperados) para preservar a estrutura austenítica e manter a estrutura de contornos de grão austeníticos obtida pela deformação empregada no material, sendo o objetivo desta sequência a análise do comportamento dos grão austeníticos nos 4 Ciclos que a compõem.

Por fim, na Sequência 3, depois de temperados (Sequência 2), os corpos de prova são colocados no forno a 650°C, onde permanecem por 20min e, em seguida, são retirados e colocados sobre bases refratárias e resfriam ao ar até a temperatura ambiente.

Os corpos de prova foram austenitizados em forno elétrico, marca SANCHIS, sobre placas cerâmicas, e os ensaios de compressão foram realizados em uma prensa hidráulica da marca EKA, modelo PKL40, com capacidade de 400 kN e velocidade de prensagem de $4,5 \text{ mm.s}^{-1}$. A redução em altura dos corpos de prova foi de 50% (9mm) e a lubrificação feita em solução a base de grafite. A disposição dos equipamentos no momento os ensaio pode ser vista na Figura 4.2.



Figura 4.2 – Disposição dos equipamentos no momento dos ensaios.

As matrizes utilizadas são fabricadas em aço H13 e no momento do ensaio estavam na temperatura, aproximada, de 300°C , medido com termopar tipo K acoplado a 10mm da superfície. Estes e demais parâmetros considerados nesses ensaios e para as simulações numéricas estão apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Parâmetros adotados para os ensaios de compressão.

| Parâmetro | Valor | Referência |
|--|--|-------------------|
| Coeficiente de atrito (μ) | 0,3 | (GAO, 2013) |
| Temperaturas iniciais dos corpos de prova ($^{\circ}\text{C}$) | 900 1000 1100 1200 | --- |
| Material | ABNT 4140 | --- |
| Temperatura das matrizes ($^{\circ}\text{C}$) | 300 | --- |
| Velocidade da matriz superior (mm.s^{-1}) | 4,5 | --- |
| Condutividade térmica | $30,4 \text{ W.K}^{-1}.\text{m}^{-1}$ | (McPHERSON, 2008) |
| Calor específico | $642 \text{ J. K}^{-1}.\text{kg}^{-1}$ | (McPHERSON, 2008) |
| Coeficiente de expansão térmica | $1,25.10^{-5} \text{ K}^{-1}$ | --- |
| Redução em altura (%) | 50 | --- |

O deslocamento da matriz superior na prensa de modo a controlar a redução em altura foi obtido utilizando um sensor de deslocamento do tipo LVDT. Os dados de deslocamento foram adquiridos através de um sistema de aquisição da marca HBM, modelo *Sider. 8*, conectado a um computador, sendo a leitura dos dados realizada pelo *software* Catman. A posição do LVDT, bem como, da peça durante os ensaios estão apresentados na Figura 4.3.

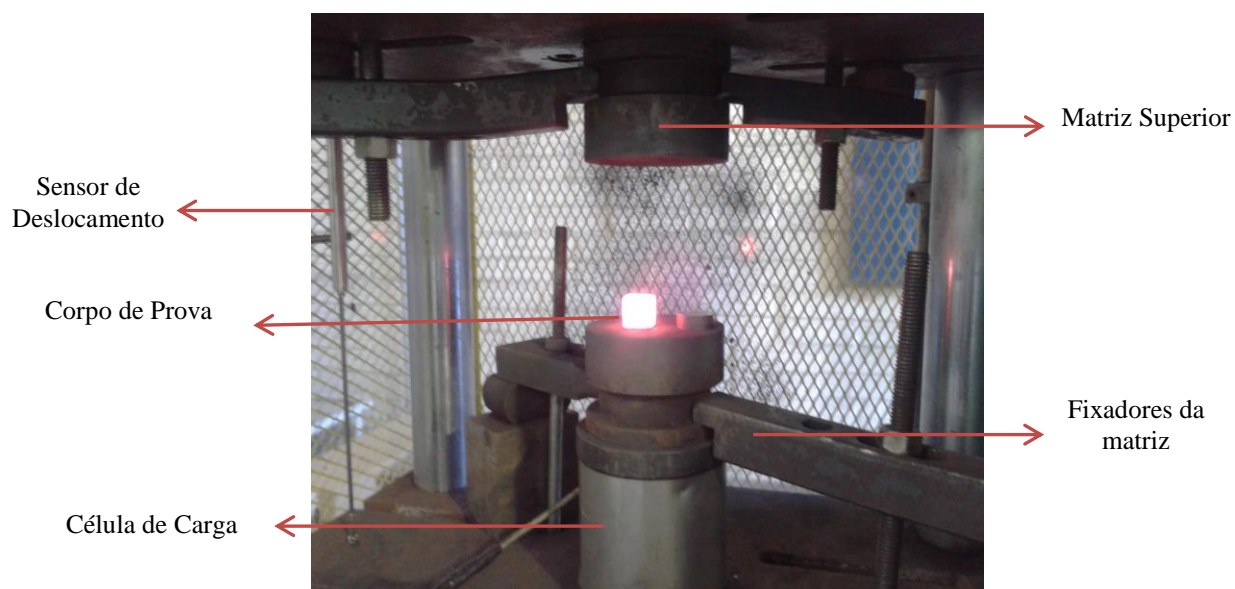


Figura 4.3 – Posicionamento do corpo de prova no momento do ensaio, LVDT, batente e disposição das matrizes.

Após a compressão, os corpos de prova submetidos à Sequência 2 foram resfriados em meio de salmoura com agitação manual, para resfriamento rápido de modo a preservar a microestrutura obtida durante o forjamento a quente. O aquecimento, correspondente ao segundo patamar de todos os ciclos nas Sequências 1 e 3, foi realizado em forno elétrico da marca HERAEUS, modelo D63450. Ao fim das Sequências 1 e 3 os corpos de prova foram resfriados ao ar sobre placas de cerâmica refratária.

Os dados de temperatura foram obtidos utilizando o sistema de aquisição de dados *Field Blogger*, marca NOVUS. Como todos os corpos de prova possuem a mesma geometria e, conseqüentemente, mesmo volume, foram adquiridos os tempos de aquecimento até a homogeneização da temperatura de austenitização pré-estabelecida para as 4 temperaturas referidas e estes foram utilizados para todos os ensaios, sendo que a partir deste tempo foram mantidos os patamares de 22, 66 e 200min. Durante os ciclos termomecânicos não foi possível obter os valores de temperatura usando termopar, pois durante a compressão o termopar era rompido e a captação de dados interrompida. Desta forma, foram realizadas simulações numéricas utilizando o *software* Simufact.Forming11.0 para verificar condições de temperatura durante os Ciclos. A simulação

também foi utilizada para verificar se os equipamentos disponíveis teriam capacidade (força) para realização dos experimentos.

Foram inseridos no *software* dados referentes ao material, tais como, os apresentados na Tabela 4.1, a composição química obtida no ensaio de espectrometria, e as curvas de escoamento encontradas obtidas nos ensaios de LIN et al. (2008a) , apresentadas na Figura 4.4.

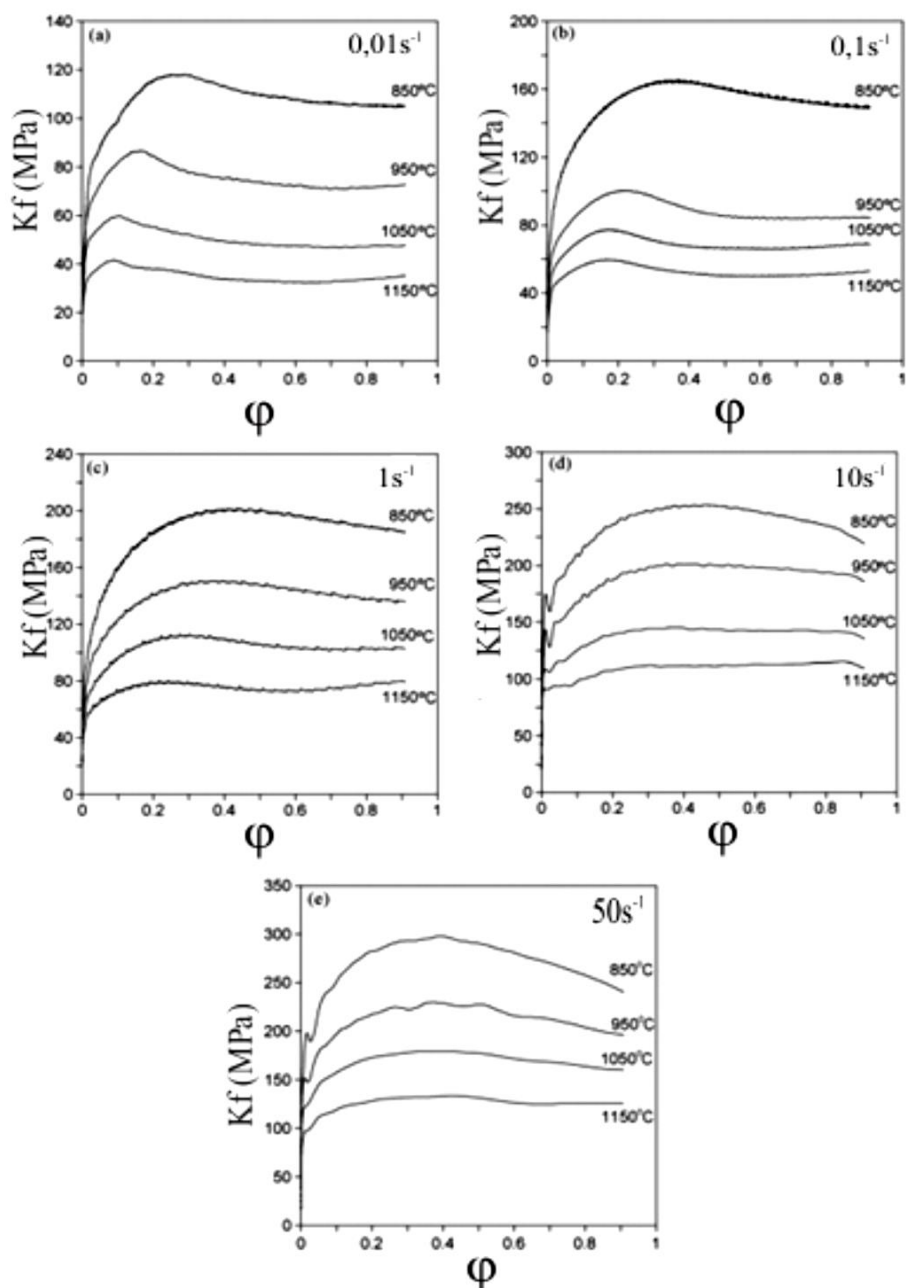


Figura 4.4 – Curvas de Escoamento do aço ABNT 4140 (LIN et al., 2008a).

Para se avaliar a microestrutura resultante da conformação nos corpos de prova, foram realizados cortes centrais nos corpos de prova. Para análise metalográfica, as amostras foram

embutidas a quente em resina transparente, lixadas até a lixa de granulometria 800 e polidas com solução em suspensão de alumina de 1 μ m e 0,3 μ m. Foram testados diversos procedimentos de lixamento e polimento, sendo que para lixas de granulometrias maiores que 800 e a utilização de pastas de diamante de diferentes granulometrias geraram resultados insatisfatórios.

Para revelação dos contornos de grão austenítico, oriundos da Sequência 2, as amostras foram atacadas com solução aquosa de 4g de ácido pícrico e *sódio tridecylbenzene sulfonate* (1g por 100 ml de solução), aquecida em aquecedor com agitação magnética, mais adição de 1ml HCl em ataque por imersão com auxílio de ultrassom por aproximadamente 7 minutos, adotada a partir da combinação de diferentes métodos apresentados na literatura. Foram testadas 5 soluções encontradas nos estudos de LIMA (2006), COLOMBO (2012), REGONE (2009), LUI et al. (1971) e McPHERSON (2008) e 1 solução padrão e consolidada em laboratórios de metalografia (4mg de ácido pícrico e 100ml de etanol), todas apresentaram resultados insatisfatórios.

Para revelação das fases, Sequência 1 e 3, utilizou-se o método de imersão por, aproximadamente, 1min em solução aquosa de 4g ácido pícrico aquecidos e mantidos a 55°C por 1h. A solução aquosa de Nital 5% também foi testada, mas apresentou resultados inferiores.

Em seguida, as amostras foram novamente limpas em água destilada aquecida a 80°C e polidas suavemente. A captura das imagens foi realizada em microscópio óptico invertido da marca OLYMPUS, modelo GX-51, na parte superior lateral dos corpos de prova, pois conforme simulação numérica e literatura, é uma das regiões de maior deformação (RODRIGUES, 2010).

Os corpos de prova foram identificados em amostras conforme demonstram as Tabela 4.2a, b e c. Essa identificação, combinação de alfanumérica, possibilita a separação de Ciclos e sequências de forma clara tanto para experimentos quanto em análises.

O tamanho de grão médio nas amostras forjadas foi determinado a partir do método de intersecção de linha, conforme descrito na norma ASTM E112, com auxílio do *software* ImageJ.

Foram realizados ensaios de microdureza em equipamento Microdurômetro, modelo Hardness Tester ISH-TDV 1000, marca INSIDE. Estabeleceu-se um padrão de 7 medias no sentido vertical de cada amostra, sendo o valor obtido como dureza HV do corpo de prova a média dos valores obtidos.

Tabela 4.2– Identificação das amostras para análise (a) Sequência 1; (b) Sequência 2 e (c) Sequência 3.

| Sequência I | | | |
|-------------|---------|----------|-----------|
| | Ciclo I | Ciclo II | Ciclo III |
| | 22 min | 66 min | 200 min |
| 900°C | 1A | 1B | 1C |
| 1000°C | 2A | 2B | 2C |
| 1100°C | 3A | 3B | 3C |
| 1200°C | 4A | 4B | 4C |

(a)

| Sequência II | | | |
|--------------|---------|----------|-----------|
| | Ciclo I | Ciclo II | Ciclo III |
| | 22 min | 66 min | 200 min |
| 900°C | 1D | 1E | 1F |
| 1000°C | 2D | 2E | 2F |
| 1100°C | 3D | 3E | 3F |
| 1200°C | 4D | 4E | 4F |

(b)

| Sequência III | | | |
|---------------|---------|----------|-----------|
| | Ciclo I | Ciclo II | Ciclo III |
| | 22 min | 66 min | 200 min |
| 900°C | 1G | 1H | 1I |
| 1000°C | 2G | 2H | 2I |
| 1100°C | 3G | 3H | 3I |
| 1200°C | 4G | 4H | 4I |

(c)

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados resultados referentes aos ensaios realizados; à microestrutura formada e sua relação com propriedades mecânicas dos corpos de prova expostos às sequências de diferentes Ciclos termomecânicos apresentados no capítulo anterior.

5.1 Análise Química

Os resultados de percentual de massa obtidos a partir do ensaio de espectrometria, apresentados na Tabela 5.1, para o aço em estudo, ABNT 4140, estão dentro da margem especificada na literatura, conforme Tabela 2.1 apresentada no capítulo 2.

Tabela 5.1 – Resultado da análise química (% em massa).

| Elemento | C | Mn | P | S | Si | Cr | Mo |
|-----------------|----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|
| % massa | 0,40 | 0,61 | 0,016 | 0,022 | 0,26 | 0,89 | 0,19 |

Sendo os principais elementos de liga, o cromo e o molibdênio, e teor mais elevado de manganês que outros aços da classe ABNT 41XX (LIMA, 2006), que vão de encontro à literatura e conferem as propriedades descritas no capítulo 2, seção 2.6.

5.2 Condições iniciais de Microestrutura e Dureza

A microestrutura do aço ABNT 4140 utilizado para confecção dos corpos de prova utilizados nos experimentos, conforme Figura 5.1, quando resfriada por têmpera (salmoura) a partir da fase austenítica, apresenta grãos austeníticos equiaxiais, com tamanhos entre 12 μ m e 52 μ m, sendo o tamanho médio 44 μ m.

Conforme KWIETNIEWSKI (2013), aços temperados com teor de carbono de 0,40% em massa, contendo 99,9% de martensita, condição de maior dureza apresentada nos aços, apresenta dureza de 613 HV. O perfil de microdureza no corpo de prova CI indica valores entre 558 a 604 HV, tendo média de 580 HV, o que confirma a alta temperabilidade do aço estudado.

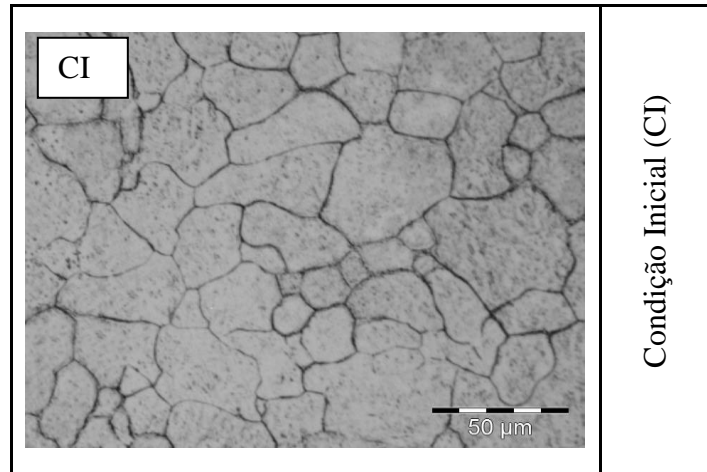


Figura 5.1– Micrografia dos grãos austeníticos iniciais do material.

5.3 Ensaio Mecânico de Compressão

Os ensaios de compressão evidenciaram a influência dos fatores temperatura e tempo de austenitização na força necessária para a conformação dos corpos de prova. São apresentados apenas gráficos dos Ciclos I, II e II porque para todas as sequências até o estágio posterior a compressão todas as condições térmicas, volume, lubrificação e temperatura das matrizes são as mesmas.

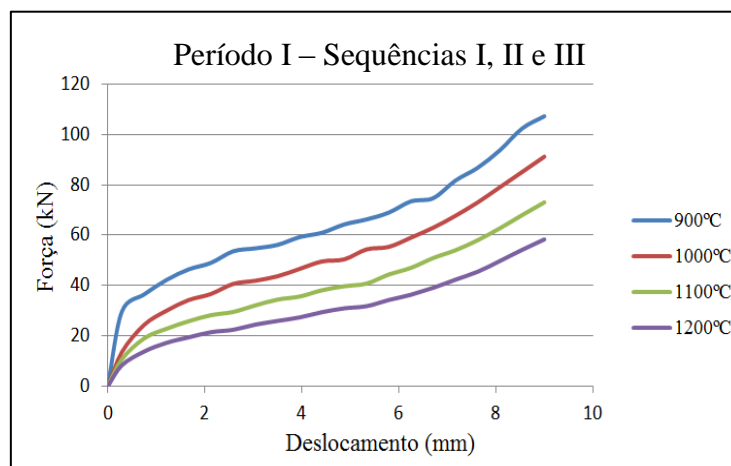


Figura 5.2 – Gráfico Força (kN) versus Deslocamento (mm) para os Ciclos I das Sequências 1, 2 e 3.

A Figura 5.2 apresentam os valores de força, em kN, para a redução em altura de 9 mm, 50%, nas condições do Ciclo I. Desta forma, para tempo de austenitização de 22 min, são necessárias 107,2, 91,2, 73 e 58,4 kN para conformar os corpos de prova aquecidos a 900, 1000, 1100 e 1200°C, respectivamente.

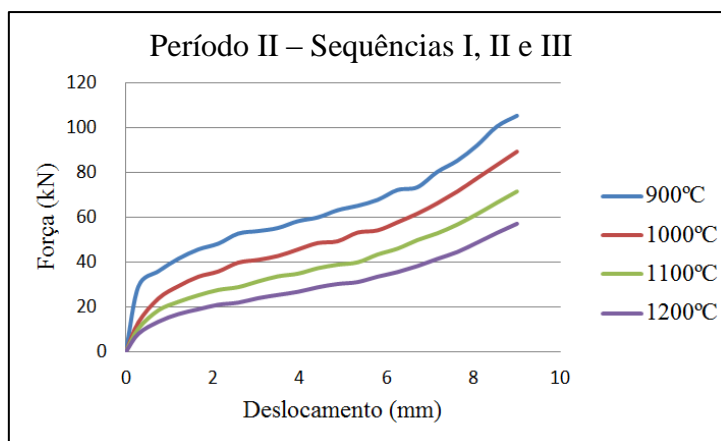


Figura 5.3 - Gráfico Força (kN) versus Deslocamento (mm) para os Ciclos II das Sequências 1, 2 e 3.

Conforme Figura 5.3, para o tempo de austenitização de 66 min, são necessárias 108,1, 89,4, 71,2 e 56,7 kN para conformar os corpos de prova aquecidos a 900, 1000, 1100 e 1200°C, respectivamente, assim, comparando os Ciclos I e II, não houve grandes alterações quanto a força.

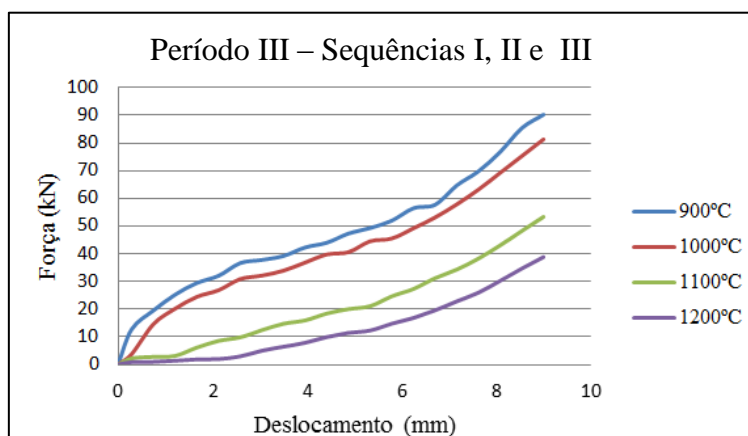


Figura 5.4 - Gráfico Força (kN) versus Deslocamento (mm) para os Ciclos III das Sequências 1, 2 e 3.

Já para o tempo máximo de manutenção nas temperaturas, 200 minutos, houve expressivas quedas na força necessária à conformação, sendo 90,2, 81,3, 53,3 e 38,8 kN para as temperaturas de 900, 1000, 1100 e 1200°C.

Como frequentemente encontrado na literatura, como exemplos, os estudos de LIN *et al.* (2008a), JORGE JR (1997) e SHAEFFER (2001), esses resultados remetem que a redução necessária à conformação é resultado da redução da tensão de escoamento, k_f , do material que é função dependente da temperatura, além, da deformação verdadeira e velocidade de deformação condições de deformação a quente.

A influência do fator tempo em que as peças foram mantidas nas referidas temperaturas dá-se pelo aumento do grão austenítico. Segundo COSTA E SILVA (1981) quando mais tempo os

aços são mantidos a altas temperaturas, maior será o diâmetro médio dos grãos austeníticos, assim, menor às áreas de interface e maior mobilidade de discordâncias, facilitando a conformação a partir causando a diminuição da resistência mecânica e ao escoamento.

5.4 Microestruturas e Microdurezas

Os gráficos de colunas que apresentam as microdurezas estão apresentados por Sequências e as imagens metalográficas são analisadas e relacionadas às medidas de microdurezas na seguinte ordem:

1. Micrografias da Sequência 2, para análise a partir da forma e distribuição dos grãos austeníticos os fenômenos metalúrgicos característicos da deformação a quente.
2. Micrografias da Sequência 1, pois a partir da análise da Sequência 2, juntamente a curva CCT apresentada na Figura 2.16, é possível relacionar o tamanho e distribuição das fases formadas.
3. Micrografias da Sequência 3, para análise da influência do reaquecimento até 650°C pós têmpera.

5.4.1 Microdurezas

Os resultados referentes às durezas obtidas são reflexos dos tratamentos termomecânicos, a que foram submetidos os corpos de prova. Assim, a obtenção desses resultados esta diretamente relacionada à microestrutura formada em cada corpo de prova e será discutida na próxima seção, sendo que, esta trata apenas de apresentação dos resultados.

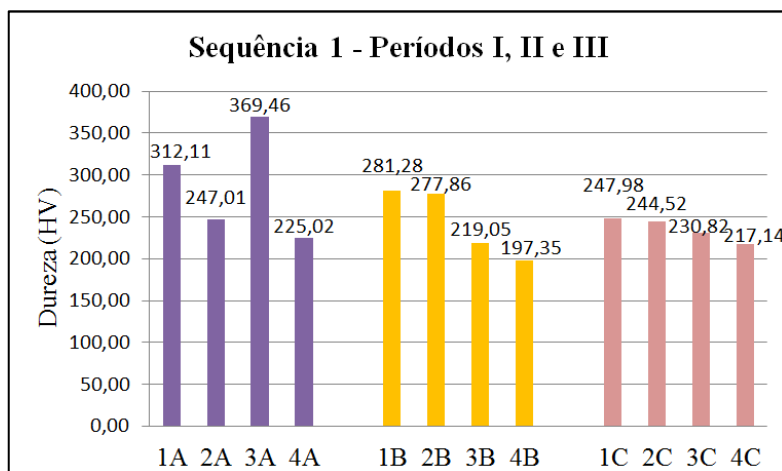


Figura 5.5 – Gráficos de Colunas das durezas (HV) dos Ciclos I, II e III da Sequência 1.

Os Ciclos da Sequência 1, após conformados, foram mantidos em forno à 650°C, temperatura característica do tratamento térmico de recozimento para recristalização, conforme gráfico de patamares apresentado na Figura 4.1a, sendo que a principal aplicação deste tratamento é a restauração da ductibilidade. Assim, foram obtidos para o Ciclo I: 312, 247, 369 e 255HV para os corpos de prova 1A, 2A, 3A e 4A, respectivamente. No Ciclo II: 281, 277, 219 e 197HV para 1B, 2B, 3B e 4B. Já para o Ciclo III: 247, 244, 230 e 217 HV para a numeração 1C, 2C, 3C e 4C, conforme demonstrado na Figura 5.5.

Na Sequência 2, após conformados, os corpos de prova foram temperados, conforme gráfico de patamares apresentado na Figura 4.1b, sendo que a principal aplicação deste tratamento é a formação de martensita e obtenção da dureza máxima. Assim, conforme demonstrado na Figura 5.5, foram obtidos para o Ciclo I: 452, 597, 474 e 415HV para os corpos de prova 1D, 2D, 3D e 4D, respectivamente. No Ciclo II: 555, 448, 372, 509HV para 1E, 2E, 3E e 4E. Já para o Ciclo III: 515, 460, 439 e 379 HV para a numeração 1F, 2F, 3F e 4F.

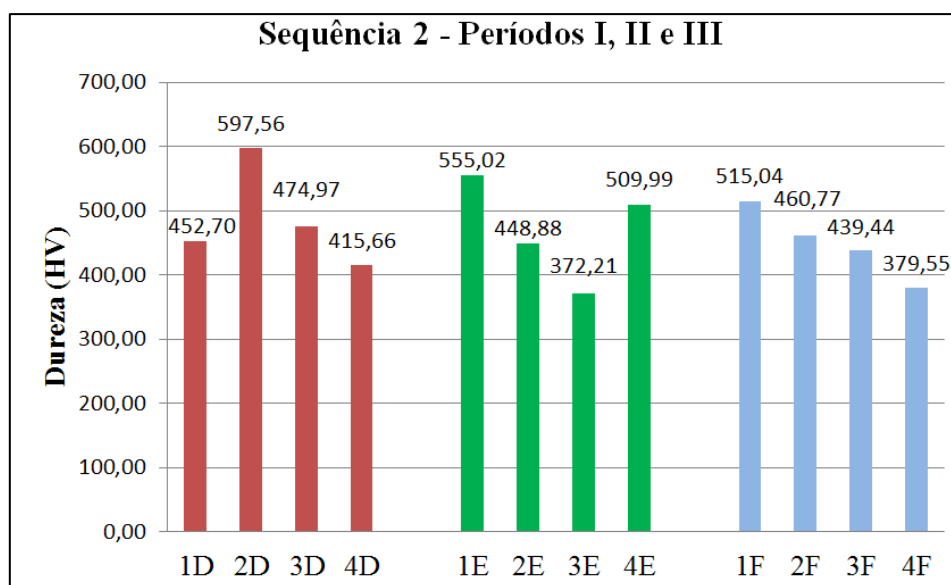


Figura 5.6 - Gráficos de Colunas das durezas (HV) dos Ciclos I, II e III da Sequência 2.

Já na Sequência 3, após conformados e temperados, conforme gráfico de patamares apresentado na Figura 4.1c, sofreram tratamento térmico semelhante ao revenimento, sendo que a principal aplicação deste tratamento é a formação de martensita revenida e aumento da tenacidade a partir da redução de dureza e resistência mecânica.

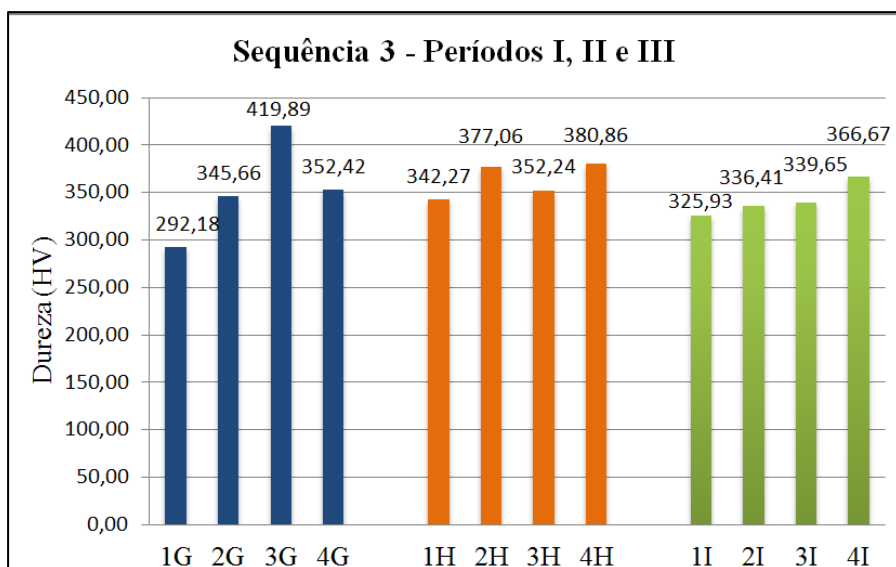


Figura 5.7 - Gráficos de Colunas das durezas (HV) dos Ciclos I, II e III da Sequência 3.

Assim, foram obtidos para o Ciclo I: 292, 345, 419 e 352HV para os corpos de prova 1G, 2G, 3G e 4G, respectivamente. No Ciclo II: 342, 377, 352, 380HV para 1H, 2H, 3H e 4H. Já para o Ciclo III: 325, 336, 339 e 366 HV para a numeração 1I, 2I, 3I e 4I, conforme Figura 5.7. Desta forma, em comparação com a Sequência 2, houve redução significativa de dureza. Com relação à Sequência 1, as durezas apresentam diferenças menos significativas, porém os ciclos termomecânicos a que foram submetidas formam estruturas microestruturais de diferentes formas.

5.4.2 Análise Micrográfica: Sequência 2

As imagens micrográficas da forma e tamanho dos grãos austeníticos, Figura 5.8, das peças submetidas ao Ciclo I desta Sequência demonstram claramente que a deformação, velocidade de deformação e temperatura a que o material foi submetido não possibilitaram o acúmulo da energia de ativação necessária para que houvesse a recristalização completa no material. O estudo de CHEN et al. (2012) cita que a energia de ativação necessária para a recristalização dinâmica do aço ABNT 4140 é, nas condições por ele estudadas, 618 KJ/mol.

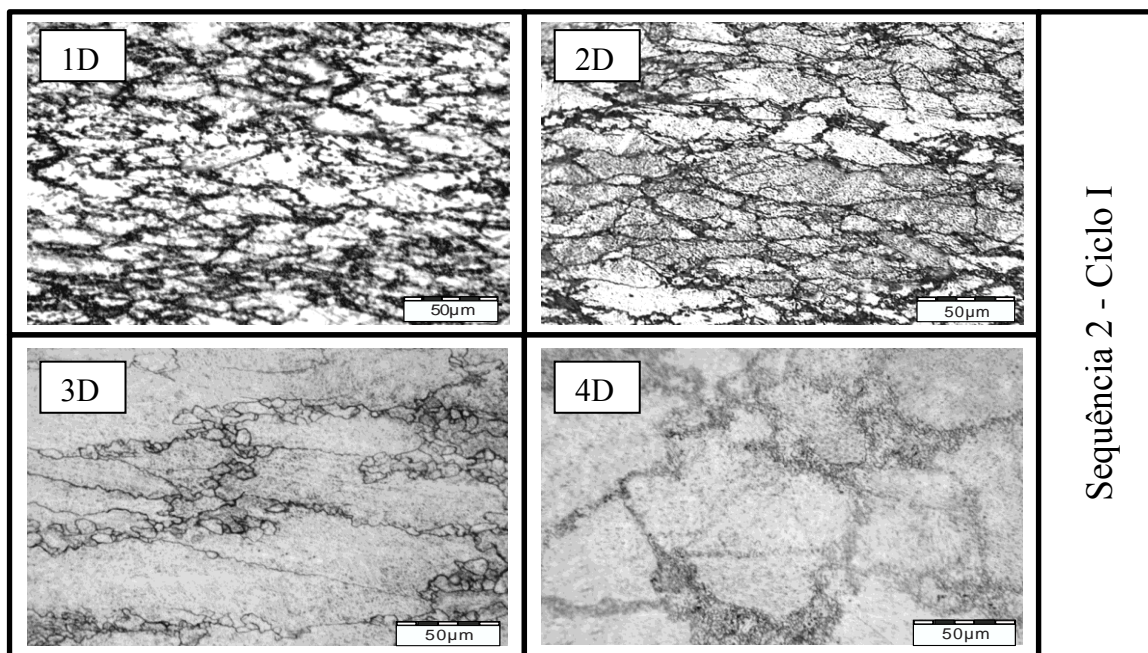


Figura 5.8 – Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo I da Sequência 2.

Considerando fatores como o tempo de austenitização, as temperaturas, e as informações encontradas na literatura, considerar princípios para a formação e disposição dos grãos austeníticos. Como apresentado na Figura 4.8, nas peças identificadas como 1D e 2D, há características do processo de recuperação, fenômeno requer baixa energia de ativação e pode ocorrer em baixas temperaturas através de mudanças estruturais de pequena escala, os defeitos pontuais, dentro dos grãos existentes. Percebe-se que todos os grãos estão alongados no sentido da deformação, porém, na 2D os contornos já estão mais bem delimitados e organizados, isso em decorrência da temperatura no instante da conformação ser mais alta, aproximadamente 955°C. Maiores temperaturas possibilitam maior movimento e organização das discordâncias que tornando as regiões de maior energia, contornos de grão, mais nítidas. O fenômeno de recuperação pode ser observado, também, nas curvas de escoamento da Figura 4.4, onde os picos característicos da recristalização ainda não são evidentes nestas faixas de velocidade de deformação e temperaturas (CHEN *et al.*,2012).

Na imagem obtida da peça 3D percebem-se grãos recristalizados nos contornos dos grãos alongados, ou seja, como mencionado por PADILHA *et al.* (2005), é fato característico da recristalização primária, ou seja, pela migração de contornos de alto ângulo, sendo seu principal potencial termodinâmico a energia acumulada durante a deformação e induzidos por ela.

Ainda, os grãos não recristalizados possuem tamanhos próximos a 142µm, bem diferente, das peças anteriores onde os valores eram, aproximadamente, 76µm. Esse fenômeno é função da temperatura de austenitização, que como já mencionado, influi diretamente no tamanho do grão da austenita.

Já a imagem da peça 4D apresenta a nucleação de diversos grãos recristalizados, muito pequenos em todos os contornos dos grãos. Conforme PADILHA (1997) a nucleação da recristalização ocorre preferencialmente nos contornos de grão pelo mecanismo chamado *formação de colares sucessivos*, demonstrado esquematicamente na Figura 2.8.

As imagens referentes ao Ciclo II, Figura 4.9, até as imagens das peças 1E, 2E e 3E, seguem a mesma tendência das anteriores, do Ciclo I, porém há diferenças significativas nos tamanhos de grão da peça 3E para a 3C. Os grãos recristalizados são maiores em função do maior tempo austenitização, que se tratou em função da temperatura, atua em conformidade com a 3ª e 6ª Leis da Recristalização propostas por BURKE *et al.* (1952).

Analisando a imagem da peça 4E uma das hipóteses é o crescimento de grão de uma região recuperada dinamicamente pela 6ª Lei da Recristalização e, também, os grãos permanecem alongados o que não é característico de grãos recristalizados. Entretanto, se observadas às micrografias dos outros ciclos e os gráficos de tensão *versus* deformação da Figura 4.4, tende-se a acreditar que houve recristalização. Desta forma, a competição entre a recuperação e a recristalização, citado em PADILHA *et al.* (2005), não torna possível afirmar qual fenômeno demonstra a imagem.

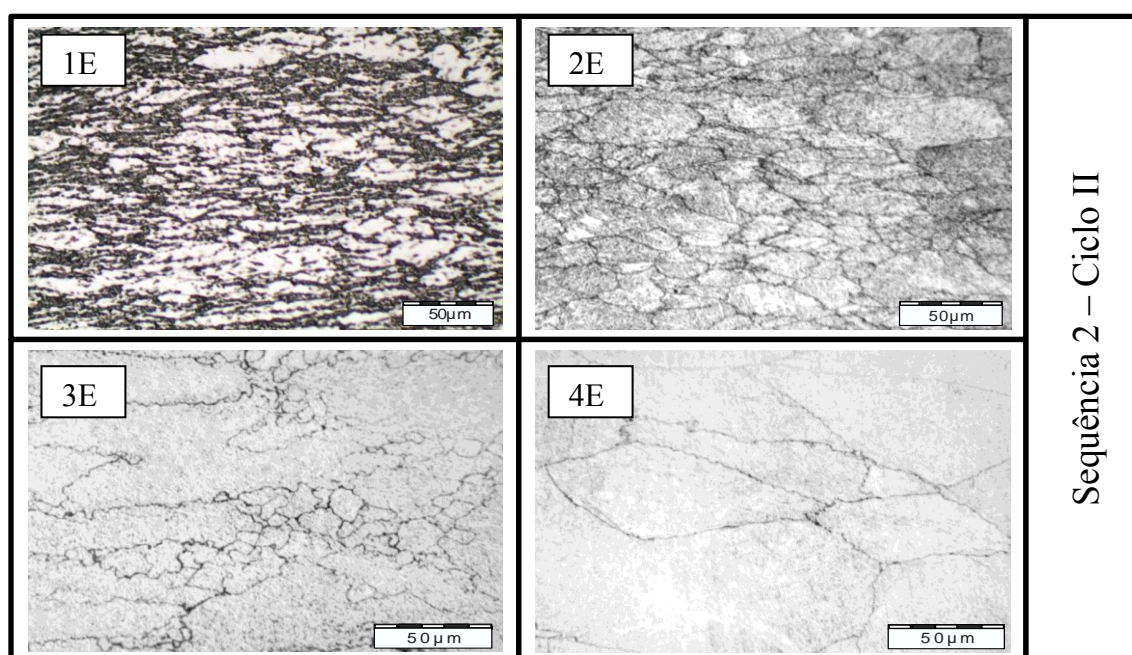


Figura 5.9 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo II da Sequência 2.

Em relação às imagens do Ciclo III, Figura 5.10, verifica-se a mesma tendência dos Ciclos I e II, até a imagem da peça 3F. Este fato demonstra que o tempo de austenitização da peças, até 1100°C, não influenciou na aceleração ou desaceleração dos fenômenos metalúrgicos, além disso,

até esta temperatura não houve grandes mudanças nos tamanhos de grão e formas dos grãos, contrariando a 3ª Lei da Recristalização.

Na peça 4F aparecem grãos equiaxiais em toda a região da imagem, o que indica que a peça recristalizou-se de forma dinâmica, estática e metadinâmica, sendo que os grãos recristalizados possuem diâmetro médio de 26µm. Assim, percebe-se o refino completo do grão inicial pelos fenômenos metalúrgicos citados na peça submetida à temperatura 1200°C por 200min, quando conformada a aproximadamente 1120°C.

Os resultados obtidos vão de encontro aos estudos de CHEN *et al.* (2012), LIN *et al.* (2009a) e LIN *et al.* (2008a) que estudaram os efeitos da deformação, velocidade de deformação, temperatura e tamanho de grão inicial nos fenômenos metalúrgicos que envolvem o aço ABNT 4140, entretanto, é necessário considerar que seus estudos foram realizados em condições isotérmicas.

Nas condições estudadas o fator tempo de austenitização, em conjunto com a elevada temperatura exerceu fundamental influência, pois apenas a 200min é que o material conseguiu energia de ativação suficiente para a recristalização ser completada.

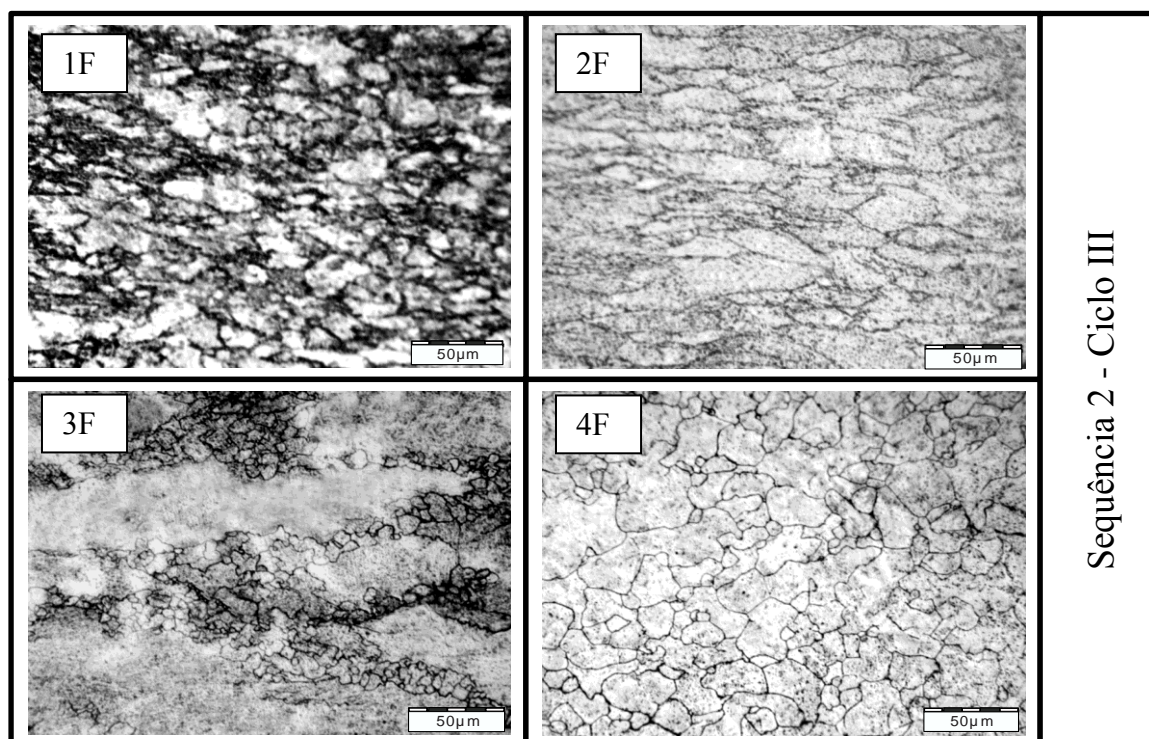


Figura 5.10 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclos III da Sequência 2.

5.4.3 Análise Metalográfica: Sequência 1

Quanto às transformações de fase, a análise é feita com a utilização do diagrama de resfriamento contínuo do aço ABNT 4140 e dos gráficos de patamares apresentados nas Figuras 2.16 e 4.1a, respectivamente.

Todas as peças foram aquecidas acima de 750°C, temperatura de completa transformação austenítica. Nos Ciclos I, II e III, após 23 (1), 26 (2), 28 (3) e 31 (4) minutos necessários para homogeneizar a temperatura nas peças, elas permanecem nesta região por 22, 66 e 200 minutos, sendo forjadas à aproximadamente, 860°C, 910°C, 980°C e 1024°C.

Depois de forjadas, são transferidas imediatamente (3s) para um forno a 650°C, sendo a taxa de resfriamento aproximada 70°C/min, e permanecem nesta temperatura por 20 minutos. Esta rota de aquecimento e resfriamento, como mencionado nas análises de dureza, caracteriza as faixas de temperaturas do tratamento térmico de recozimento para recristalização.

Após o patamar de 650°C, as peças resfriaram ao ar com taxa de resfriamento de aproximado de 20°C/min. Traçando as rotas de resfriamento no diagrama de resfriamento contínuo do aço ABNT 4140 a partir da fase austenítica haverá formação de ferrita, austenita, bainita e perlita, sendo a porcentagem de austenita estimada menor que 1%.

Observando as Figuras 5.11, 5.12 e 5.13, identifica-se a presença de ferrita e perlita em todas as imagens, porém, distribuídas em formas e tamanhos distintos. Não é possível a identificação da austenita e da bainita devido a seus baixos percentuais.

É conhecido, através de estudos do diagrama Fe-Fe₃C e formação de microconstituintes, que a ferrita se origina nos contornos de grão da austenita e quando o limite de solubilidade do carbono na ferrita é atingido ocorre a precipitação da cementita, e as lamelas de ferrita e cementita crescem de modo colaborativo, formando a perlita.

Quando comparadas as imagens das Sequências 1 e 2, compreende-se a disposição e formatos das fases constituídas. Com embasamento em KWIETNIEWSKI (2013), entende-se que a energia de deformação acumulada na ferrita deu início apenas a recuperação, que não é significativa devido ao pouco tempo de permanência da peça no patamar de 650°C. Se comparados, os contornos de grãos austeníticos da Sequência 1, são os alinhamentos da ferrita na Sequência 2.

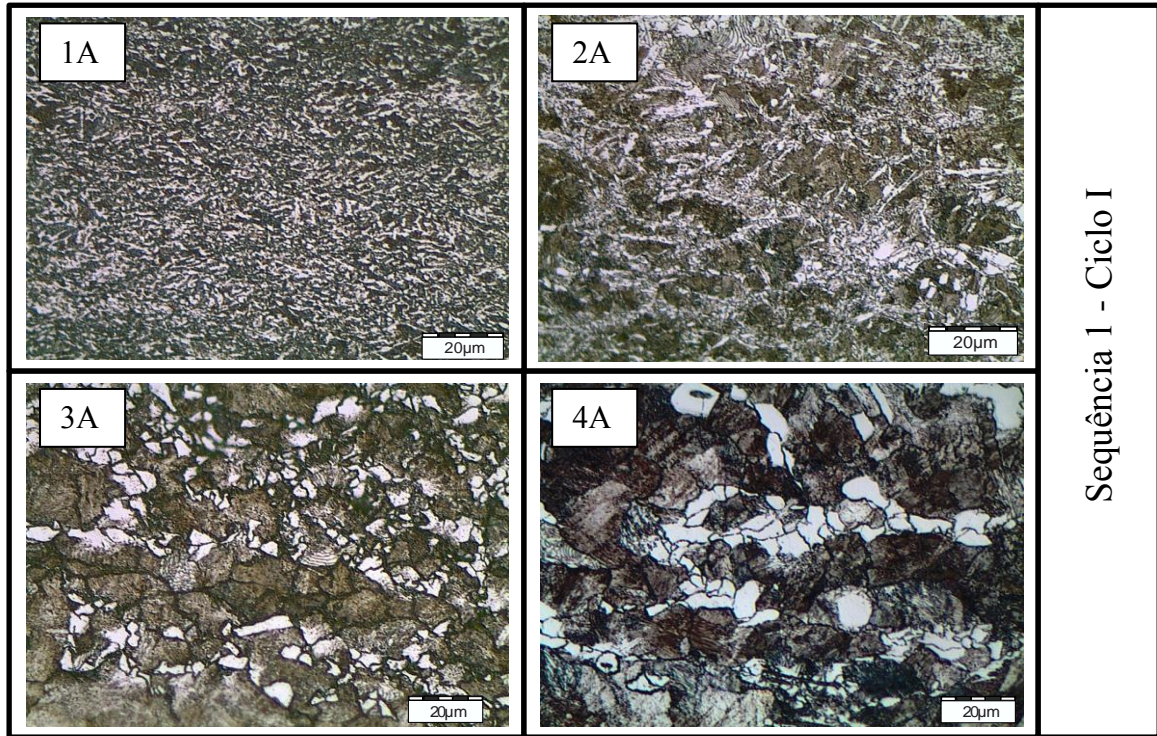


Figura 5.11 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo I da Sequência 1.

Quanto menor o grão ferrítico e espaçamentos interlamelares da perlita, mais duro será o aço. Esta afirmação pode ser observada na Figura 5.5 que apresenta os resultados de dureza referentes a estas amostras. Sendo que a 3A é a que apresentou maior valor de dureza, 369HV, tendo grãos ferríticos refinados e perlíticos uniformemente distribuídos nas bandas de transição.

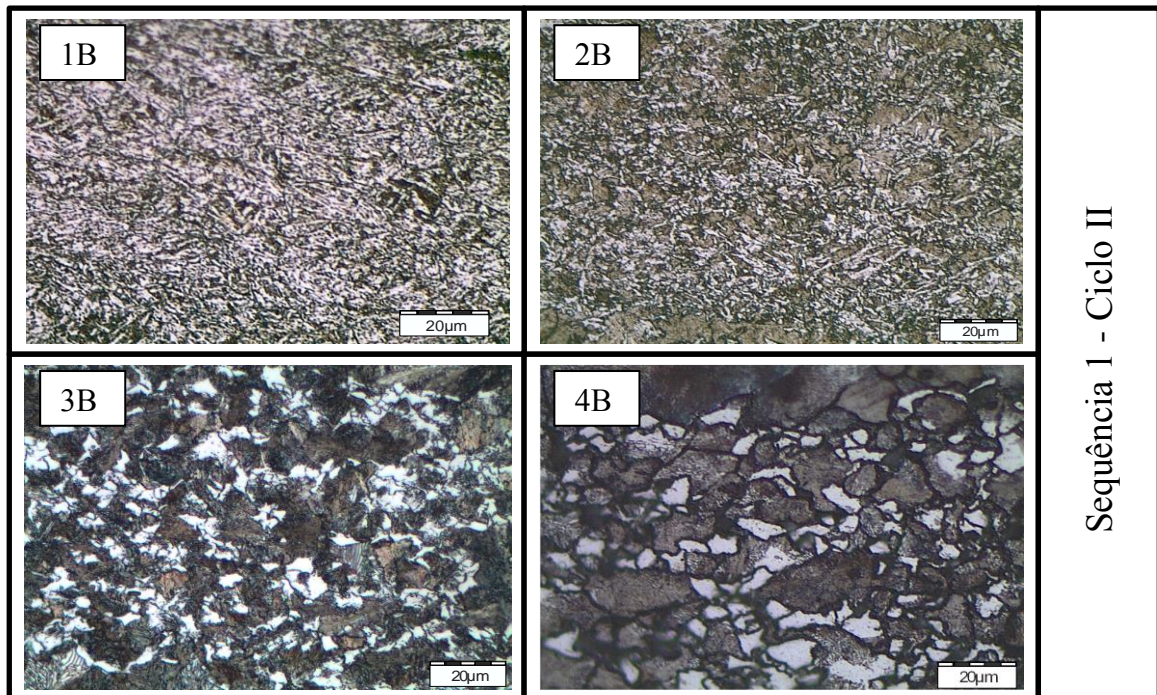


Figura 5.12 – Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclos II da Sequência 1

Amostras com grãos ferríticos maiores e distribuídos uniformemente aos perlíticos de lamelas espaçadas, como na amostra 4C, apresentaram as menores durezas, chegando a 197HV.

A estrutura totalmente recristalizada, como na amostra 4F, transforma-se na estrutura 4C, assim, os grãos recristalizados crescem e caracterizam a estrutura dos grãos ferríticos nos contornos com percentuais próximos em tamanho aos perlíticos, causando amaciamento do aço, que passa de 580HV para 217HV.

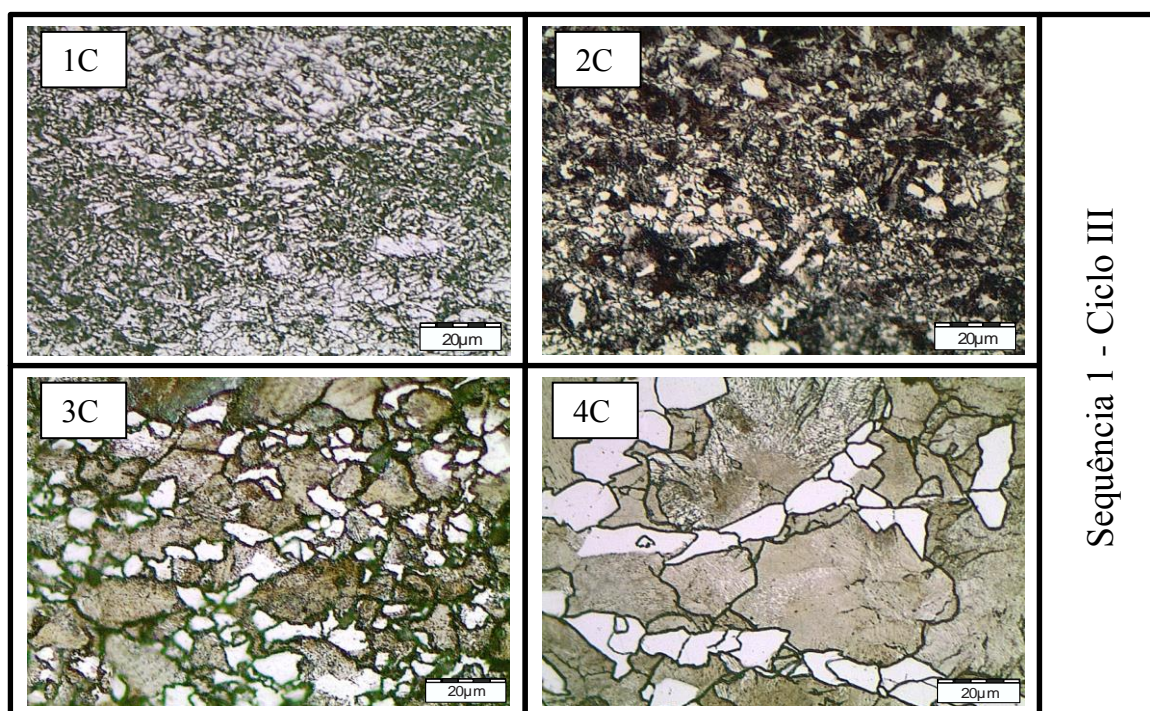


Figura 5.13 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo III da Sequência 1.

5.4.4 Análise Metalográfica: Sequência 3

Depois de temperadas, conforme gráfico de patamares da Figura 3.7c, os corpos de prova da Sequência 2 são colocadas em forno a 650°C por 20 minutos, taxa de aquecimento aproximada de 25°C/min, e resfriadas ao ar. Como mencionado na seção anterior, este tempo não é o necessário para homogeneizar a temperatura, porém, a área analisada é muito próxima à superfície, então, adota-se a condição de temperatura homogênea na região.

Os aços endurecidos por têmpera são submetidos a tratamentos térmicos subcríticos com a finalidade de restaurar a tenacidade em função da redução e dureza de dureza e resistência mecânica, conforme BATES *et al.* (1991), assim, na sequência 3 encontram-se valores intermediários de dureza, como apresentados na Figura 5.7. Esse amaciamento ocorre por

mecanismos de difusão transformando a martensita em martensita revenida, composta por partículas finas de cementita em matriz ferrítica.

Para o aço ABNT 4140, os teores significativos de elementos de liga Cromo e Molibidênio dificultam a difusão do carbono e causam distorções nos retículos cristalinos, assim, maior eficiência do amaciamento será nas amostras de alto percentual recristalizado, ou seja, com eliminação de defeitos pontuais e discordâncias, mais fácil será o processo de amaciamento.

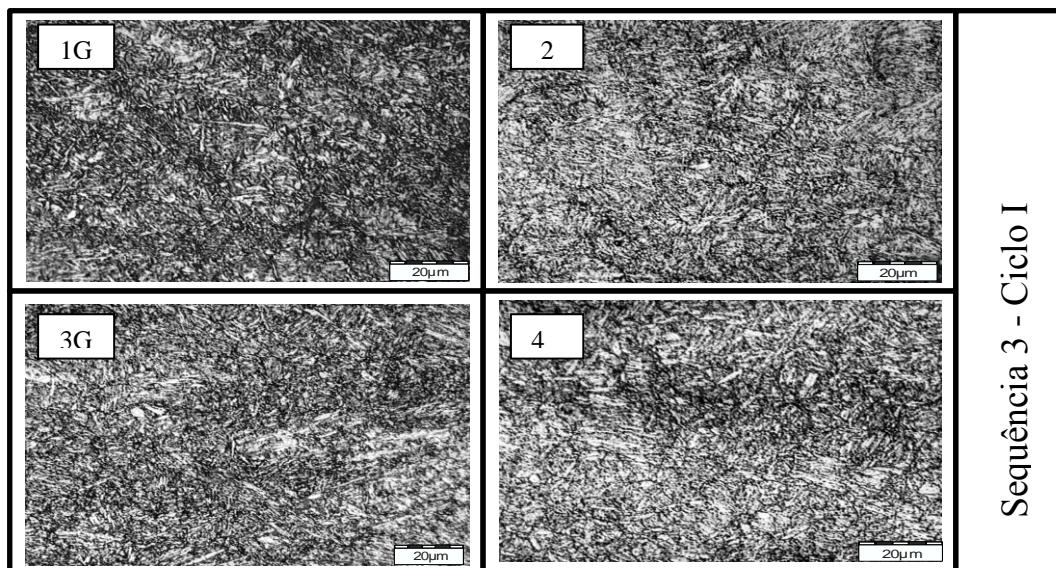


Figura 5.14 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo I da Sequência 3.

As imagens das Figuras 5.14, 5.15 e 5.16, demonstram que o tempo de patamar a 650°C, não produziu mudanças na aparência das ripas de martensita, sendo que a análise da transformação não é possível por micrografias ópticas.

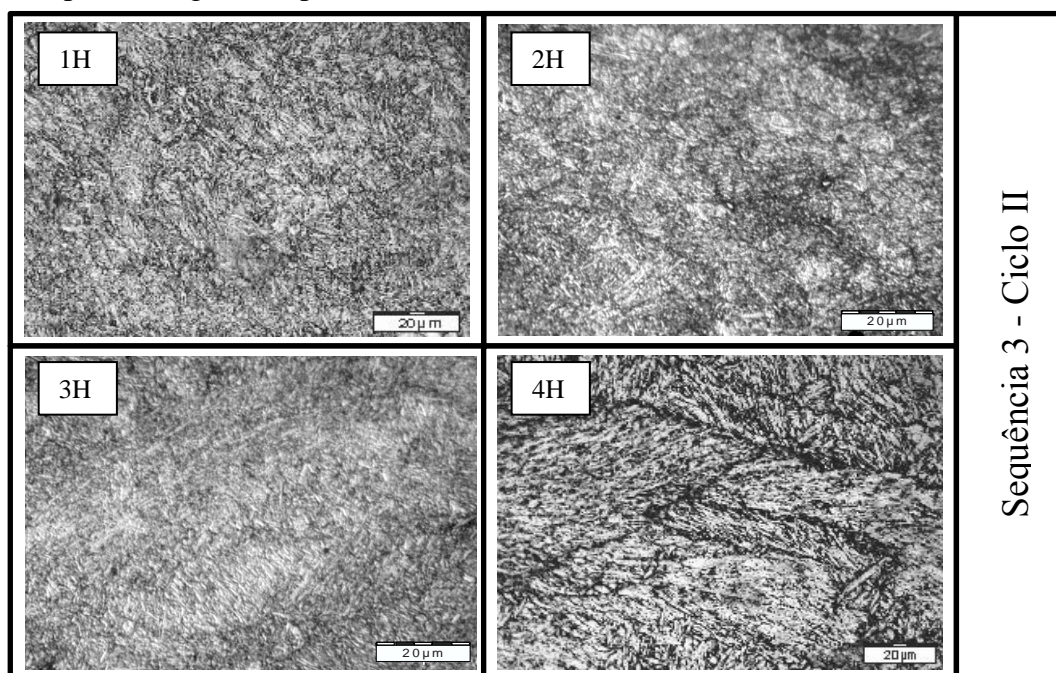


Figura 5.15 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo II da Sequência 3.

A transformação da martensita pode ser observada nos gráficos de patamares dos valores de dureza, porém, a fração transformada, como mencionado, não pode ser afirmada.

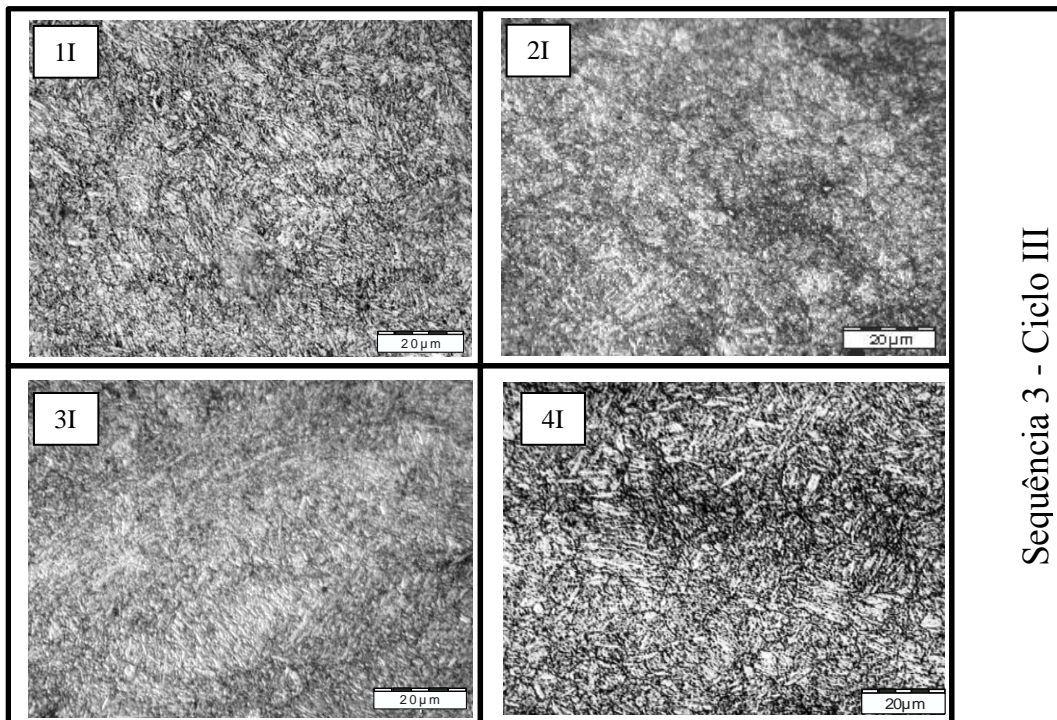


Figura 5.16 - Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclos III da Sequência 3.

6 CONCLUSÕES

Esta pesquisa assumiu como objetivo principal analisar o efeito de diferentes Ciclos termomecânicos no comportamento microestrutural do aço ABNT 4140. Mensurar o efeito das diferentes condições de resfriamento na microestrutura final dos corpos de prova, possibilitar o entendimento da relação de tratamentos térmicos com relação às durezas finais obtidas, entender os mecanismos de amaciamento e analisar a influência da temperatura e tempo sobre o tamanho dos grãos austeníticos, também, fizeram parte dos objetivos desta pesquisa.

Para tal, este estudo dividiu-se em cinco etapas: A primeira foi a revisão de literatura que forneceu informações e dados referentes aos principais parâmetros do processo de forjamento e fenômenos metalúrgicos relacionados à conformação a quente; A segunda etapa foi a, a simulação numérica do forjamento no *software* Simufact.Forming que forneceu, entre outros, dados de força e temperatura. A terceira etapa caracterizou-se pela conformação dos corpos de prova; sendo a quarta etapa a realização dos procedimentos metalográficos para revelação de fase e grãos austeníticos. Já a quinta etapa foi a comparação dos resultados obtidos nas micrografias com dados da literatura e diagramas térmicos do material.

As principais dificuldades encontradas foram a aquisição de dados relacionados à temperatura e a combinação ideal da solução para revelação das estruturas micrográficas do material. O uso de termopares foi possível somente até a etapa de conformação dos corpos de prova, sendo que, todos os tipos testados rompiam-se no momento da conformação. Foram testadas, além das soluções ácidas mencionadas, outras sete soluções adaptadas das mencionadas, sendo a ideal uma combinação de vários já testados. Equalizar estes fatores não foi uma tarefa fácil, porém, pode-se chegar a um resultado satisfatório.

Os resultados obtidos quanto à dureza relacionaram-se as microestruturas formadas nas Sequências 1, 2 e 3. As curvas Força (ton) *versus* Deslocamento (mm) puderam ser analisadas e relacionadas aos fenômenos microestruturas decorrentes da conformação a quente, sendo que, tempos e temperaturas maiores de austenitização necessitaram de menores forças para a conformação.

Na Sequência 2, o fenômeno de recristalização completa (estática, dinâmica e metadinâmica) só foi observado nas maiores condições de tempo e temperatura. Entretanto, maior dureza da estrutura temperada foi obtida somente na amostra 1E.

As microestruturas observadas na Sequência 1 apresentaram, exclusivamente, ferrita e perlita, porém o digrama de resfriamento contínuo indica a presença de austenita e bainita. As formas como apresentaram as fases foram analisadas, concluindo que a disposição das fases e o tamanho de grão austenítico prévio, são as razões para altas durezas nas amostras 1A e 3A.

Já na Sequência 3, o resultado obtido por microscopia óptica torna-se duvidoso, sendo que a que resultados precisos podem ser realizados em estudos utilizando métodos como a microscopia eletrônica.

Por fim, conclui-se que o estudo dos fenômenos metalúrgicos, a partir das metalografias das amostras mostrando os grãos austeníticos, para os ciclos termodinâmicos propostos é satisfatório quando realizado por microscopia óptica. Entretanto, relacionar tamanho e distribuição dos grãos austeníticos previamente existentes, microestruturas formadas e relações entre ambos, obtidos neste estudo com os de peças de grande porte, como os eixos propostos no projeto BRAGECRIM, não é possível, principalmente, devido a diferenças de taxas de resfriamento ocasionadas pela grande diferença de volume entre os corpos de prova estudados e peças reais. Desta forma, os dados obtidos neste estudo são válidos, quando relacionados ao projeto mencionado, como contribuição referente ao comportamento do material para, por exemplo, aplicações em bancos de dados em *softwares* que permitem a predição de dados microestruturais.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Reavaliar considerando parâmetros, tais como, diferentes deformações e velocidades de deformação sobre a microestrutura do aço ABNT 4140.
- Realizar estudo sobre o efeito dos elementos de liga nos fenômenos metalúrgicos apresentados, bem como, no amaciamento dos aços.
- Estimar, através do Método de Elementos Finitos, aspectos microestruturais, como composição de fases e tamanho de grão final, levando em consideração o resfriamento da peça e os fenômenos metalúrgicos associados, como recristalização estática e crescimento de grão.
- Adotar as metodologias de controle utilizadas neste trabalho para os eixos de grande porte para aplicação em aerogeradores de energia com diferentes dimensões.
- Estimar o comportamento mecânico final da peça forjada através de outros experimentos físicos em escala e ensaios mecânicos em amostras, como tração e flexão.
- Avaliar a influência de diferentes tamanhos de grãos iniciais da matéria-prima para fabricação de eixos de grande porte, no tamanho de grão final e na qualidade microestrutural da peça final forjada.
- Estudar a relação entre o volume e a taxa de resfriamento e obter padrões de escala que possam ser utilizados na predição da microestrutura do aço ABNT 4140 para geometrias de diferentes tamanhos.

REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO

ALTAN, T. (1999). *Conformação de Metais: Fundamentos e Aplicações*. Ed: EESC-USP, São Carlos, SP, Brasil.

ASKELAND, D. R., & PHULÉ, P. P. (2011). *Ciência e Engenharia dos Materiais*. 1º Edição. Ed: Cengage Learning, São Paulo, SP, Brasil.

ASM HANDBOOK V. 1 (2002). *ASM Handbook: Properties and selection: Irons, steels and high performance alloys*. 10º Edição. Ed: ASM International.

BATES, C. E., TOTEN, G. E., & BRENNAN, R. L. (1991). *Quenching of Steel*. “Handbook of Quenchants and Quenching Technology”,. Ed: ASM International In: V4, *Heat Treating* (pp. 67-120).

BIDWELL, D. (2013). *The role of values in public beliefs and attitudes towards commercial wind energy*. Energy Policy, Vol. 58, pp. 189-199.

BORTOLETTO, E. M. (2010). *Modelamento Numérico-Computacional Das Transformações De Fase Nos Tratamentos Térmicos De Aços*. Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica De São Paulo, São Paulo - Brasil.

BRESCIANI FILHO, E., SILVA, I. B., BATALHA, G. F., & BUTTON, S. T. (2011). *Conformação Plástica dos Metais*. 1º Edição Digital -EPUSP, São Paulo, SP, Brasil.

BURKE, J. E., & TURNBULL, D. (1952). *Recrystallization and grain growth*. Progress in Metal Physics, Vol. 3, pp. 275-292.

CALLISTER, W. D. (2000). *Materials Science and Engineering - An Introduction*. Ed: John Wiley & Sons, New York, USA.

CHEN, M. S. et al. (2012). *The kinetics of dynamic recrystallization of 42CrMo steel*. Materials Science & Engineering A, nº A 556, pp. 260-266.

CHIAVERINI, V. (1986). *Tecnologia Mecânica*. Ed: McGraw-Hill, São Paulo, SP, Brasil.

CHOI, S. K., CHUN, M. S., VAN TYNE, C. J., & MOON, Y. H. (2006). *Optimization of open die forging of round shapes using FEM analysis*. Journal of Materials Processing Technology, nº 214, pp.88-95.

CLOUGH, R. (1960). *The Finite Element Method in Plane Stress Analysis*. Conference on Electronic Computation, Vol. 7, pp. 345–378.

- COLOMBO, T. C. (2012). *Análise numérica do forjamento em matriz aberta para a produção de eixos vazados*. Dissertação de Mestrado - UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.
- CORRÊA, F. J. (2014). *Desenvolvimento de Tecnologia para Fabricação de Eixos Vazados Para Aerogeradores por Forjamento em Matriz Aberta*. Dissertação de Mestrado - UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.
- COSTA E SILVA, M., & MEI, P. R. (1981). *Tecnologia dos Aços*. Ed: Hambrug Ltda, São Paulo, SP, Brasil.
- DeARDO, A. J. (1988). *Accelerated Cooling: A physical metallurgy perspective*. Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 6, pp. 141-154.
- DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*. Ed: Guanabara Dois, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- DOHERTY, R. D. (1974). *The deformed state and the nucleation of recrystallization*. Metal Science Journal, Vol 8, pp. 132-142.
- DOHERTY, R. D. *et all* (1997). *Current issues in recrystallization: a review*. Materials Science and Engineering, nº 238, pp. 219-274.
- ERICSSON, T. (1991). *Principles of Heat Treating of Steels*. “Handbook of Quenchants and Quenching Technology”,. Ed: ASM International In: V4, *Heat Treating*
- FROTA JR., R. T. (2009). *Avaliação dos parâmetros do processo de forjamento a quente em matriz aberta pelo método dos elementos finitos*. Dissertação de Mestrado - Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos, SP, Brasil.
- GAO, L. (2013). *“Numerische Untersuchung des Freiformschmiedens von Hohlwellen mit variabler Wandstärke über die Bauteillänge”*. Dissertation - Institut für Bildsame Formgebung - RWTH Aachen, Germany.
- GARCIA, A. ., (2000). *Ensaio dos Materiais*. Ed: LTC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- GEORGE E. TOTTEN, M. A. (1997). *Steel Heat Treatment Handbook*. Handbook of Quenchants and Quenching Technology”, Ed: ASM International. In: V4, *Heat Treating*.
- HANDBOOK, A. V 14 (1993). *Forging of Carbon and Low Alloy Steels*. Ed: ASM INTERNATIONAL. In: V 14, *Forming and Forging* , pp. 215-221.
- HELMAN, H., & CETLIN, P. R. (2005). *Fundamentos Da Conformação Mecânica Dos Metais*. 2ª Edição Ed: Guanabara Dois, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ISLAM, M. R., MEKHILEF, S., & SAIDUR, R. (2013). *Progress and recent trends of wind energy technology*. Renewable and Sustainable Energy Reviews, Vol. 21, pp. 456-468.

- JORGE JÚNIOR, A. M. (1997). *Análise do Comportamento Mecânico de Aços Inoxidáveis em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação*. Tese de doutorado - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, Brasil.
- KOLLER, L., & SCHAEFFER, L. (2009). *Características de Três Diferentes Programas de Simulação Numérica de Forjamento*. *Anais do 29º SENAFOR*, pp. 139-154.
- KRAUSS, G. (1995). *Steel Heat Treatment Handbook*. Handbook of Quenchants and Quenching Technology”, Ed: ASM International. In: V4, *Heat Treating*.
- KWIETNIEWSKI, C. E., & KISS, F. J. (2013). *Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos*. Ed: UFRGS, Porto Alegre, Brasil.
- LIMA, F. B. (2006). *Microestrutura e tenacidade de aços baixa liga tipo 41XX*. Dissertação de mestrado - UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- LIN, Y. C., & CHEN, M. S. (2009a). *Study of microstructural evolution during metadynamic recrystallization in a low-alloy steel*. *Materials Science and Engineering*, nº A501, pp. 229-234.
- LIN, Y. C., & S, C. M. (2009b). *Numerical simulation and experimental verification of microstructure*. *Journal of Materials Processing Technology*, nº 209, pp. 4578-4583.
- LIN, Y. C., CHEN, M. S., & ZONG, J. (2008a). *Effect of temperature and strain rate on the compressive*. *Journal of materials processing technology*, Vol. 30, pp. 308-315.
- LIN, Y., CHEN, M., & ZHONG, J. 2. (2008b). *Study of static recrystallization kinetics in a low alloy steel*. *Computer Materials Science*, Vol. 44, pp. 316-321.
- LIN, Y., CHEN, M., & ZHONG, J. (2008c). *Constitutive modeling for elevated temperature*. *Computer Material Science*, Vol. 46, pp. 470-477.
- LIN, Y., CHEN, M., & ZHONG, J. (2008d). *Microstructural evolution in 42CrMo*. *Materials Letters*, Vol. 44, pp. 2136-2139.
- LUI, M.-W., & MAY, I. L. (1971). *Etching of Prior Austenite Grain Boundaries in AISI 4140 Steel*. *METALLOGRAPHY*, Vol. 4, pp. 443-450.
- MAROPOULOS, S., & RIDLEY, N. (2004). *Inclusions and Fracture Characteristics of HSLA Steel Forging*. *Materials Science and Engineering*, nº A 384, pp. 64 - 69.
- MARQUES, A. S. (2013). *Estudo do Forjamento de Peças Vazadas a partir de Geratriz Tubular*. Dissertação de Mestrado - UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.
- MARQUES, A. S., WURZEL, C. A., COSTA, L. L., & SHAEFFER, L. (2015). *Estudo Demonstrativo da Importância dos Sistemas CAE/CAD/CA na Fabricação de Matrizes para o Forjamento: Forjamento a Quente de um Flange de Média Complexidade*. 69º CONGRESSO ANUAL DA ABMM, Anais.

- McPHERSON, O. (2008). *Grain Growth in AISI 4140*. Dissertation - Worcester Polytechnic Institute, Massachusetts, USA.
- McQUEEN, H. J., & JONAS, J. J. (1976). *Recovery and Recrystallization During High temperature Deformation*. Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 6, pp. 393-493.
- MEDEIROS, G. A. (2012). *Uma contribuição ao forjamento em Matriz Aberta*. Dissertação de Mestrado - UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil.
- MEDEIROS, G. A., & SCHAEFFER, L. (2011). *Forjamento em matriz aberta: Aspectos de cálculo*. Revista Ferramental, n° 36, jul/ago, pp. 36-41.
- MOFFAT, W. G., PEARSALL, G. W., & WUFF, J. (1964). *The Structure and Properties of Materials*. Ed: John Wiley & Sons, New York, USA.
- MSC.Software. (2012). *Marc® 2012 - Theory and User Information*. MSC.Software Corporation.
- PADILHA, A. F. (1997). *Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades*. Ed: Hemus, São Paulo, SP, Brasil.
- PADILHA, A. F., & SICILIANO JR, F. (2005). *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. 3ª Edição, Ed: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABMM, São Paulo, SP, Brasil.
- POLOZINE, A. (2001). *Influência dos Parâmetros Térmicos no Processo de Forjamento*. 31º SENAFOR, Disponível em: www.ufrgs.br/ldtm, Porto Alegre, RS, Brasil.
- REED-HILL, R. E. (1982). *Princípios da Metalurgia Física*. 2ª Edição, Ed: Guanabara. Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- REGONE, W. (2009). *Acompanhamento da evolução microestrutural no forjamento a quente com matriz fechada por simulação física e numérica*. Dissertação de Mestrado - UNICAMP, Campinas, SP, Brasil.
- RODRIGUES, J., & MARTINS, P. (2010). *Tecnologia Mecânica - Tecnologia da Deformação Plástica. Volume II - Aplicações Industriais*. Lisboa, Portugal.
- SCHAEFFER, L. (1992). *Curvas de escoamento como parâmetro fundamental para a simulação*. 7º Seminário Nacional de forjamento - SENAFOR, pp. 167-176, Porto Alegre, RS, Brasil.
- SCHAEFFER, L. (2001). *Forjamento - Introdução ao Processo*. Ed: Imprensa Livre, Porto Alegre, RS, Brasil.
- SCHAEFFER, L. (2012). *Renewal proposal for a research grant on the topic - „Bulk metal formed parts for power plants“ - BRAGECRIM PROGRAM (CAPES Nº 046/2011)*. Porto Alegre, RS, Brasil.
- SELLARS, C. M. (1979). *The Physical Metallurgy of Hot Working*. The Metals Society - Hot Working and Forming Processes. London, UK.

SIMUFACT, E. G. (2011). Simufact.Forming. Acesso digital: www.simufact.de.

SOUZA FILHO, V. (2008). *Estudo do Comportamento Microestrutural de Aços Forjados a Quente em Condições de Alta*. Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil.

SOUZA, E. N. (2008). *Otimização do perfil de velocidade de uma prensa hidráulica de forjamento através de simulação por elementos finitos*. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, ABMM. Acesso online: <http://www.abmbrasil.com.br/materias/download/1015243.pdf>

WOLFGARTEN, M. C. (2014). *Entwicklung und Umsetzung eines Freiformschmiedeprozesses für eine Hohlwelle mit Hinblick auf die Mikrostrukturentwicklung*. Dissertation - Institut für Bildsame Formgebung, Aachen, Germany.