

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

TÂMIE DE SOUZA PEROZZO

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NO
PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICOS DE AÇOS BAINÍTICOS POR
DILATOMETRIA

Porto Alegre

2019

TÂMIE DE SOUZA PEROZZO

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NO
PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICOS DE AÇOS BAINÍTICOS POR
DILATOMETRIA

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes

Porto Alegre

2019

TÂMIE DE SOUZA PEROZZO

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NO
PROCESSAMENTO TERMOMECAÑICOS DE AÇOS BAINÍTICOS POR
DILATOMETRIA

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de mestre em engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes

Coorientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Aprovado em: ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Tomaz Fantin de Souza - IFSUL

Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito – LdTM – UFRGS

Prof. Dr. Mario Wolfart Júnior – IFC

*“Life is a waterfall
We're one in the river
And one again after the fall...”*

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Marcos e Sandra, e ao meu irmão, Talles, por todo o incentivo e suporte durante minha caminhada acadêmica e também, ao meu namorado João Paulo pelo apoio durante a realização deste trabalho, e principalmente durante minha jornada na Alemanha.

Ao meu orientador Rafael Menezes Nunes por toda ajuda e conhecimento transmitido e ao meu coorientador Alexandre Rocha pela oportunidade de fazer parte desse projeto.

Aos professores, colegas e amigos do LdTM, pelo companheirismo e contribuições diretas nesse projeto, em especial ao Rodrigo Hatwig e Rafael Dalcin.

À equipe do IWT, em especial ao Jérémy Epp e Juan Dong pela disponibilização dos recursos e laboratórios.

À UFRGS e PPGE3M por todo conhecimento teórico e prático adquirido através das aulas, seminários, oficinas e experimentos práticos.

À CAPES pelo apoio financeiro na concessão da bolsa de estudos para realização da missão de estudo no IWT em Bremen, na Alemanha, onde tive acesso a excelentes laboratórios e equipamentos para execução de experimentos tão importantes para conclusão desse estudo.

RESUMO

O setor industrial é um dos principais responsáveis pelo elevado consumo energético no país. Na indústria metal mecânica, este consumo é representado principalmente por fornos para a realização de tratamentos térmicos, como têmpera, revenimento ou normalização em componentes de aço manufaturados. Assim, tratamentos térmicos são aplicados a componentes mecânicos após processos de fabricação, por exemplo o forjamento, visando a melhoria de propriedades metalúrgicas e mecânicas. Neste contexto, novos aços bainíticos para forjamento estão sendo desenvolvidos visando alcançar boas propriedades mecânicas com a substituição de tratamentos térmicos posteriores por resfriamento controlado durante o processamento termomecânico do material. A combinação de elementos de liga na composição química dos aços bainíticos e o controle dos parâmetros durante a deformação plástica e das condições de resfriamento após o forjamento garante valores de resistência mecânica e tenacidade mais satisfatórios para aplicação industrial do que em componentes temperados e revenidos.

A dilatométrica está provando ser um recurso poderoso para entender como as transformações de fase ocorrem durante o forjamento controlado e as influências de diferentes parâmetros de processo na caracterização metalúrgica de materiais. Neste estudo, amostras do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4, foram submetidas a ciclos termomecânicos em dois diferentes modelos de dilatômetros para análise das transformações microestruturais. Posteriormente, a morfologia e propriedades mecânicas foram examinadas por microscopia óptica e ensaios de microdureza. As curvas de dilatométrica aliadas as imagens de metalografia mostram que os parâmetros de deformação e temperatura exercem importante influência na cinética da transformação bainítica. Parâmetros de processo que promovem a estabilização mecânica e que geralmente estão associados ao refino do grão, como grau e temperatura de deformação, são capazes de atrasar a transformação bainítica favorecendo a transformação martensítica. As curvas de dilatométrica para os experimentos sem deformação, aliadas as imagens de metalografia e valores de dureza indicam diferentes microestruturas e morfologias formadas com a variação das taxas de resfriamento.

Palavras-chave: Aços Bainíticos, Dilatometria, Forjamento Controlado.

ABSTRACT

Industrial sector is one of the main responsible for high energetic consumption in the country. At metalworking industry this consumption is mainly represented for furnaces to perform heat treatments, as quenching, tempering or normalizing, in manufactured components of steel. Heat treatments are applied after forming processes, for example forging, to improve metallurgical and mechanical properties. In this context, new bainitic steels for forging have been developed aiming to achieve good mechanical properties with the substitution of heat treatments to controlled cooling during material thermomechanical processing. The combination of alloy elements in the chemical composition of bainitic steels and the control of the parameters during plastic deformation and of cooling conditions after forging ensures more satisfactory values of strength and toughness than quenched-tempered components, for industrial application. Dilatometry is proving to be a powerful resource to understand how the phase transformations occur during controlled forging and the influences of different process parameters in the metallurgical characterization. In this study samples of the bainitic steel DIN 18MnCrSiMo6-4, low carbon and medium alloy, were subjected a thermomechanical cycles in two different types of dilatometers to analyze microstructural transformations. Posteriorly, morphology and mechanical properties were examined by optical microscopy and microhardness tests. The dilatometry curves associated with metallographic images show that deformation and temperature parameters exert important influence in bainitic transformation kinetics. Process parameters which promote mechanical stabilization and generally are related to grain refinement, as deformation degree and temperature, are able to delay bainitic transformation favoring martensitic transformation. Dilatometry curves to experiments without deformation associated with metallographic images and hardness results indicate different microstructures and morphologies formed with the cooling rates variation.

Key-words: Bainitic steels, Dilatometry, Controlled Forging.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 Influência da forjabilidade e do limite de escoamento no preenchimento da matriz.....	7
Figura 2 Microestrutura de um aço eutetóide (a) Perlita (b) e (c) Bainita obtida em tratamento isotérmico (d) Martensita	11
Figura 3 Bainita obtida por resfriamento contínuo em um aço liga Ni-Cr-Mo (a) bainita acicular obtida em taxas de resfriamento contínuo de 461°C/min (b) bainita granular obtida em resfriamento contínuo a 3°C/min	13
Figura 4 Diagrama esquemático de um dilatômetro	20
Figura 5 Determinação das temperaturas de início e fim de transformação pela curva de expansão	23
Figura 6 Curvas resultantes de resfriamento contínuo obtidas por dilatometria	24
Figura 7 Fluxograma da metodologia utilizada.....	25
Figura 8 Metalografia do aço 18MnCrSiMo64.....	26
Figura 9 Diagrama CCT do aço HSX130HD.....	26
Figura 10 Dimensional das amostras utilizadas nos experimentos de dilatometria	27
Figura 11 Dilatômetro Dil 805 A a) Amostra posicionada entre as hastes de transmissão. b) Amostra posicionada e termopares acoplados aos conectores. c) Dispositivo responsável pela aplicação de carga para realização da compressão. d) LVDT conectado às hastes de transmissão.	28
Figura 12 Parâmetros dos experimentos no Dilatômetro DIL 805 A sem deformação.	29
Figura 13 Parâmetros dos experimentos no Dilatômetro DIL 805 A com deformação.	31
Figura 14 Parâmetros dos experimentos no Dilatômetro DIL 805 A com deformação a 950°C.	31
Figura 15 Sobreposição das curvas de temperatura e expansão.....	33
Figura 16 Determinação da curva de expansão.....	34
Figura 17 Método para determinação das temperaturas de início e fim da transformação bainítica.	34
Figura 18 Parâmetros dos experimentos isotérmicos no Dilatômetro DIL 805 A sem deformação	35
Figura 19 Gleeble 3500 Thermal System.....	36
Figura 20 Parâmetros dos experimentos isotérmicos na Gleeble Thermal System.com deformação.....	37
Figura 21 Microdurômetro Digital LECO LV 700AT.....	38
Figura 22 Indicação das medições de dureza.	38
Figura 23 Curvas de Expansão - Experimentos sem Deformação (influência da taxa de resfriamento).	39

Figura 24 Curvas de Expansão – Experimentos com deformação (influência do grau de deformação).....	41
Figura 25 Curvas de Expansão - Experimentos com 40% de deformação (influência da temperatura de deformação).....	42
Figura 26 Curvas de Expansão - Experimentos com 20% de deformação (influência da temperatura de deformação).....	43
Figura 27 Curvas de Expansão - Experimentos com Deformação de 40% (influência da taxa de resfriamento).	44
Figura 28 Curvas de Expansão - Experimentos com Deformação de 20% (influência da taxa de resfriamento).	45
Figura 29 Metalografia da amostra iso_850_20.....	47
Figura 30 Metalografia da amostra iso_870_20.....	47
Figura 31 Metalografia da amostra iso_850_1.....	48
Figura 32 Metalografia da amostra iso_870_1.....	48
Figura 33 Metalografia da amostra iso_500_30%.	49
Figura 34 Metalografia da amostra semdef_20.....	50
Figura 35 Metalografia da amostra semdef_2.....	50
Figura 36 Metalografia da amostra 1050_40%.	51
Figura 37 Metalografia da amostra 950_40%_2.	51
Figura 38 Metalografia da amostra 950_40%_1.....	52
Figura 39 Metalografia da amostra 850_40%.	53
Figura 40 Metalografia da amostra 850_20%.	53
Figura 41 Resultados de dureza - influência da taxa de resfriamento.....	55
Figura 42 Resultados de dureza - influência do grau de deformação.....	55
Figura 43 Resultados de dureza - influência da temperatura de deformação.....	56

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Composição química do aço (% peso)	25
Tabela 2 Parâmetros dos experimentos de dilatométrica sem deformação.....	30
Tabela 3 Parâmetros dos experimentos de dilatométrica com deformação.	32
Tabela 4 Parâmetros dos experimentos isotérmicos de dilatométrica sem deformação.	36
Tabela 5 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos sem deformação.....	40
Tabela 6 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos com deformação (influência do grau de deformação)	42
Tabela 7 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos com deformação (influência da temperatura de deformação).....	44
Tabela 8 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos com deformação (influência da taxa de resfriamento).....	46
Tabela 9 Medições de Microureza	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

CHT: Diagrama de Transformação com Aquecimento Contínuo.

CCT: Diagrama de Transformação com Resfriamento Contínuo.

TTT: Diagrama de Tempo, Transformação e Temperatura

LVDT: (do inglês Linear Variable Differential Transformer) Transformador Diferencial Variável Linear.

α : Ferrita (Ferro alfa)

γ : Austenita (Ferro gama)

ϵ_l : *Expansão linear*

L: Comprimento Final L_0 : Comprimento Inicial

ΔL : Variação de comprimento

\emptyset : Diâmetro

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1. FORJAMENTO	4
3.1.1. Forjabilidade.....	6
3.1.2. Temperatura de Forjamento	7
3.1.3. Forjamento Controlado	8
3.2. AÇOS BAINÍTICOS.....	11
3.2.1. Cinética da Transformação.....	13
3.2.2. Propriedades mecânicas dos aços Bainíticos.....	14
3.2.3. Influência dos elementos de liga nos aços Bainíticos	17
3.3. DILATOMETRIA.....	18
3.3.1. Dilatômetro.....	19
3.3.2. Decomposição da Austenita – Transformação de fase.....	21
3.3.3. Análise das Curvas de Expansão.....	22
4. MATERIAIS E MÉTODOS	25
4.1. MATERIAL	25
4.2. ENSAIOS DE DILATOMETRIA	27
4.2.1. Curvas Dilatométricas	33
4.3. ENSAIO ISOTÉRMICO	35
4.4. METALOGRAFIA	38
4.5. ENSAIO DE DUREZA.....	38
5. RESULTADOS.....	39
5.1. ANÁLISE DAS CURVAS DILATOMÉTRICAS.....	39
5.2. ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	46
5.2.1. Ensaio Isotérmico.....	46
5.2.2. Ensaio sem deformação e resfriamento contínuo	49
5.2.3. Ensaio com deformação e resfriamento contínuo.....	50
5.3. MEDIÇÕES DE DUREZA.....	53
6. DISCUSSÕES.....	57
6.1. TAXA DE RESFRIAMENTO.....	57
6.2. GRAU DE DEFORMAÇÃO	58
6.3. TEMPERATURA DE DEFORMAÇÃO	61

7. CONCLUSÕES.....	63
8. REFERÊNCIAS.....	65

1. INTRODUÇÃO

Produtos em aço destinados a aplicações industriais e comerciais exigem excelente combinação de propriedades mecânicas para a fabricação de componentes de alto desempenho. Usualmente, estes requisitos são atendidos através de tratamentos térmicos como têmpera, revenimento e normalização. Entretanto, a necessidade de reduzir o consumo de energia na indústria tem impulsionado o desenvolvimento de novos tipos de materiais e de tecnologias de processamento. Neste cenário, o processamento termomecânico tem sido amplamente aplicado na produção de componentes automotivos, aeronáuticos, militares e para indústria de produção de energia. A técnica de processo utilizada no processamento termomecânico visa ótima combinação de propriedades como resistência mecânica, tenacidade, resistência ao impacto, ao desgaste, usinabilidade e ductilidade (SKUBISZ, et. al., 2015).

O forjamento controlado pode ser uma alternativa viável a ser utilizada pela indústria metal mecânica para reduzir o consumo de energia tornando os processos mais eficientes e as empresas mais competitivas. Esta redução energética é possível substituindo tratamentos térmicos pelo resfriamento controlado posterior ao processo de forjamento. Assim, a obtenção de componentes em aço com boas propriedades mecânicas é possível através do controle dos parâmetros de deformações plásticas no forjamento e das condições de resfriamento após a compressão (EL-BITAR, et. al., 2012).

Além das novas tecnologias de processamento, novos materiais também estão sendo desenvolvidos para atender estes requisitos industriais. Geralmente componentes forjados obtidos a partir de aços martensíticos são austenitizados, temperados, revenidos e processados novamente para controle de distorção e alívio de tensões. Contudo, ao contrário da martensita, a microestrutura bainítica pode ser obtida nas transformações de fase que ocorrem durante resfriamento isotérmico ou resfriamento contínuo a partir da temperatura de forjamento, economizando energia proveniente de tratamentos térmicos e custos referentes a outros processos de fabricação (BHADESHIA, 2001).

Entretanto, desde a descoberta da bainita, muitos anos se passaram até a utilização dos aços bainíticos em aplicações comerciais. Isto se deve ao fato de que inicialmente existiam dificuldades na obtenção de uma microestrutura bainítica pura, portanto não

havia precisão em determinar a influência da bainita no comportamento mecânico do material. Além disso, originalmente a bainita era obtida apenas por meio de tratamentos isotérmicos, o que em uma escala industrial é um processo de alto custo. Por isso, somente com um melhor controle e entendimento das características da microestrutura bainítica obtida por resfriamento contínuo foi possível aumentar a exploração comercial destes aços (BHADESHIA, 2001).

A obtenção da microestrutura bainítica através do resfriamento contínuo só é possível em aços que contenham elementos de liga, os quais são responsáveis por retardar as reações concorrentes da ferrita e da perlita, possibilitando que ocorra a transformação bainítica (HASHIMOTO, 2004). O resfriamento contínuo na obtenção da bainita também possibilita uma ampla faixa de velocidades de resfriamento em que é possível a obtenção da microestrutura, resultando em uma ampla variação de microconstituintes que a caracterizam, os quais estão diretamente relacionados ao comportamento mecânico do material (BRAMFITT & SPEER, 1990). Logo, os aços bainíticos para forjamento são uma grande possibilidade de obter componentes com bom desempenho quando o controle das condições do resfriamento contínuo é combinado com o controle dos elementos de liga.

Sabe-se que as propriedades mecânicas de um metal dependem diretamente das características das suas propriedades metalúrgicas, microconstituintes e morfologia. Desse modo, o estudo de todos os aspectos responsáveis pela modificação da microestrutura de um material durante o processamento termomecânico é de extrema importância. Neste contexto, a dilatométrica mostra-se um poderoso recurso para análise experimental da cinética das transformações de fase em metais (ANDRÉS, et. al. 2002). A técnica permite replicar as condições de aquecimento, resfriamento e deformação do forjamento em amostras cilíndricas do material, em ensaios realizados em atmosfera controlada para estudo das suas variáveis de processo. As curvas de transformações de fase obtidas por aquecimento ou resfriamento contínuo em experimentos dilatométricos resultantes da expansão ou contração térmica do material, permitem a definição dos microconstituintes presentes nas ligas metálicas ou aços por meio dos intervalos de temperatura e tempo de transformação, caracterizando uma simulação física confiável do processo real de forjamento (HUNKEL, 2018).

2. OBJETIVOS

O presente estudo tem como principal objetivo definir uma faixa de trabalho ótima de processamento termomecânico através da avaliação da influência de diferentes condições de resfriamento e deformação nas propriedades metalúrgicas e mecânicas de um aço bainítico desenvolvido para processos de forjamento.

- Análise da influência da variação dos parâmetros de processo como taxa de resfriamento, grau e temperatura de deformação na cinética das transformações microestruturais através das curvas de dilatométrica do aço liga DIN 18MnCrSiMo6-4, grau 7418.
- Análise da influência da variação dos parâmetros de processo como taxa de resfriamento, grau e temperatura de deformação na caracterização metalúrgica do aço bainítico, microconstituintes e suas morfologias, através das imagens de metalografia obtidas no microscópio óptico.
- Análise da influência da variação dos parâmetros de processo como taxa de resfriamento, grau e temperatura de deformação nas propriedades mecânicas das amostras através de ensaios de Dureza Vickers.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O presente capítulo visa o esclarecimento dos conceitos estudados para a estruturação da metodologia de trabalho, realização dos experimentos e análise dos resultados obtidos neste trabalho.

3.1. FORJAMENTO

O forjamento consiste em um processo de conformação mecânica por deformação plástica, e a transformação dos metais na forma desejada ocorre por prensagem ou martelagem. As operações de forjamento podem ser realizadas a frio, a morno ou a quente, esta última é chamada de forjamento convencional. O aquecimento do componente para posterior operação de conformação é responsável pela redução do limite de escoamento do material aumentando a forjabilidade do mesmo (DIETER, 1981).

O forjamento também se divide de acordo com as matrizes utilizadas no processo: forjamento em matriz aberta e em matriz fechada. No forjamento em matriz aberta, as formas finais são bastante simples e há uma pequena restrição ao escoamento lateral do material sendo forjado. Normalmente esta operação é realizada na fabricação de peças grandes, ou quando a quantidade a ser produzida é pequena, e também pode ser utilizada como uma etapa para confecção da pré-forma para o forjamento em matriz fechada (HELMAN & CETLIN, 2005).

No forjamento em matriz fechada o material é conformado entre duas metades da matriz que possui a forma final desejada, a restrição ao escoamento é alta, e o processo é responsável pela confecção de componentes com excelente precisão dimensional (DIETER, 1981) (ALTAN et. al., 1973).

Além da temperatura de processo e das características das ferramentas utilizadas, o forjamento é classificado de acordo com os equipamentos de forja e seus princípios de operação, sendo os principais os martelos de queda livre, as prensas mecânicas e as prensas hidráulicas (DIETER, 1981).

Geralmente, o forjamento produz pouca quantidade de sucata e a forma final é alcançada em poucas etapas, sendo um processo que oferece potencial economia de energia e material, especialmente na produção em larga escala onde os custos com maquinário são diluídos. Além disso, usualmente, componentes forjados apresentam melhores propriedades mecânicas e metalúrgicas do que aqueles manufaturados por usinagem ou fundição (ALTAN et. al., 2005).

O fator determinante na obtenção de componentes forjados sem defeitos com propriedades mecânicas e formas finais desejadas é um adequado controle do fluxo de material, o qual depende de uma série de variáveis de processo citadas abaixo (ALTAN et. al., 2005):

Tarugo:

- Tensão de escoamento em função da composição química, microestrutura, tamanho de grão.
- Forjabilidade em função da temperatura, deformação e taxa de deformação.
- Condição superficial.
- Características termo-físicas.
- Condições iniciais.
- Anisotropia plástica.
- Tamanho e espessura do tarugo,

Matrizes:

- Geometria da matriz.
- Condições superficiais e de lubrificação.
- Material, tratamentos térmicos e dureza.
- Temperatura durante o forjamento.

Interface peça-ferramenta:

- Tipo de lubrificante e temperatura de processo.
- Isolamento e condições do resfriamento na superfície.
- Tensão de cisalhamento de atrito.
- Forma de aplicação e remoção da substância lubrificante.

Zona de deformação:

- Mecanismo de deformação.
- Fluxo de metal, velocidade, deformação e taxa de deformação.
- Variação das tensões durante a deformação.
- Temperatura – transferência e geração de calor.

Equipamento:

- Velocidade e taxa de produção.
- Capacidade de força e energia.
- Rigidez e precisão.

Produto final:

- Geometria.
- Precisão dimensional e tolerâncias.
- Acabamento superficial.
- Propriedades mecânicas e metalúrgicas.

Outras variáveis:

- Disponibilidade de mão-de-obra.
- Poluição do ar, geração de ruídos, produção de resíduos.
- Plano de produção.
- Disponibilidade de equipamentos.

3.1.1. Forjabilidade

A Forjabilidade, citada anteriormente, é uma das principais variáveis de influência no fluxo de metal a ser conformado em um processo de forjamento. O termo é utilizado para definir a capacidade de um material de ser forjado, ou seja, ser deformado até a forma final desejada, sem apresentar falhas ou defeitos. Em conjunto com o limite de escoamento (resistência à deformação plástica), a forjabilidade de um material depende das suas características metalúrgicas, da temperatura de processo, da deformação e da taxa de deformação. Na Figura 1, alguns metais estão relacionados em função de suas forjabilidades e limite de escoamento (ALTAN et. al., 2005).

Figura 1 Influência da forjabilidade e do limite de escoamento no preenchimento da matriz

Aumento do limite de escoamento →

		Baixo	Moderado	Alto
↑ Redução da forjabilidade	Bom	Aço 1030 Aço 4340 Aço ferramenta H11 Liga de Alumínio 6061	Aço inoxidável 304 Ti-6Al-4V	Ligas de Molibidênio
	Moderado	Liga de Magnésio AZ30 Liga de Alumínio 7075	Aço inoxidável A286 Liga incoloy 901 Aço inoxidável 17-7PH	Liga Waspaloy Ti-13V-11Cr-3Al
	Satisfatório	Aço 1130 Aços Ressulfurados	Aço inoxidável 321 Aço inoxidável PH15-7Mo	Liga Rene 41 Liga Hastelloy B

(Adaptado de ALTAN et. al., 2005).

Usualmente, a forjabilidade dos metais é maior com o aumento da temperatura de processo. Entretanto, temperaturas mais elevadas também são responsáveis pelo crescimento do tamanho de grão e em algumas ligas, a forjabilidade é reduzida com este aumento. No caso de outras ligas, a forjabilidade é altamente influenciada pelas características dos componentes da segunda fase. O estado de tensões de um material em uma dada deformação também interfere na forjabilidade do mesmo. A forjabilidade dos metais para diferentes temperaturas de processo e diferentes taxas de deformação pode ser analisada através de ensaios de tração, compressão e torção. Nestes ensaios, a quantidade de deformação aplicada no corpo de prova até o surgimento de uma falha é um indicativo da forjabilidade do metal para a temperatura e para a deformação em que a análise foi realizada (ALTAN et. al., 2005).

3.1.2. Temperatura de Forjamento

Em operações de forjamento, a temperatura de processo, sua magnitude e distribuição, é influenciada principalmente pela temperatura do tarugo e das matrizes, pela geração de calor devido à deformação plástica, pela fricção existente na interface peça-ferramenta e pelo coeficiente de transferência de calor entre a peça e a ferramenta por condução e entre a peça e o ambiente por radiação e convecção (ALTAN et. al., 2005).

Aproximadamente mais de 90% da energia envolvida e resultante do processo de forjamento é transformado em calor (FARREN et. al., 1925).

As temperaturas resultantes na operação de forjamento exercem influência nas condições de lubrificação do processo, na vida útil da ferramenta, na microestrutura e nas propriedades mecânicas do componente forjado. Sendo assim, nas operações de forjamento a quente, cada material possui uma temperatura máxima de segurança na qual pode ser deformado sem apresentar defeitos, temperatura a qual diminui com o aumento do percentual de carbono do material (ALTAN et. al., 2005).

O forjamento a quente consiste em aquecer o material antes da etapa da conformação resultando em variações microestruturais que proporcionam aumento nas propriedades de ductilidade e tenacidade do metal, requerendo uma menor energia para a realização do forjamento, facilitando o escoamento plástico e reduzindo a possibilidade do surgimento de trincas (CIMM, 2012).

No forjamento convencional ou a quente, o aquecimento do material para posterior deformação é realizado acima de uma temperatura crítica na qual se obtém uma completa austenitização do aço, sendo o ponto de partida para as posteriores transformações de fases na microestrutura desejada, de acordo com as condições de resfriamento empregadas. Quanto mais acima da zona crítica esta temperatura estiver, maior a garantia da completa dissolução de fases do ferro gama, entretanto, quanto mais alta a temperatura, o tamanho de grão da austenita será maior. O excessivo crescimento no tamanho de grão é mais prejudicial que uma incompleta dissolução das fases de ferro gama, afetando propriedades como a forjabilidade do aço, discutida anteriormente (CHIAVERINI, 2012).

3.1.3. Forjamento Controlado

No forjamento a quente, o material é aquecido acima da temperatura crítica na qual o aço se encontra no campo austenítico, realiza-se a etapa de forjamento e convencionalmente após a conformação, é realizado uma sequência de tratamentos térmicos como têmpera, revenimento, normalização para melhoria de propriedades metalúrgicas e mecânicas antes dos componentes serem colocados em serviço.

Entretanto, o alto consumo energético proveniente das etapas de tratamentos térmicos resultou no desenvolvimento de novas tecnologias de processamento.

Componentes que apresentam boa combinação de resistência mecânica e ao desgaste, tenacidade e ductilidade vêm sendo processados termomecanicamente (SKUBISZ, et. al., 2015).

O processamento termomecânico é uma excelente alternativa para eliminação das etapas de tratamento térmico convencionais e conseqüentemente otimização do tempo de processo, maior flexibilidade da produção e redução do consumo energético, uma vez que o reaquecimento do material não será mais necessário. Neste contexto, o forjamento controlado consiste na substituição dos tratamentos térmicos pelo resfriamento controlado imediatamente após a realização da operação de forja (KASPAR, et. al., 1997). Através do controle dos parâmetros de deformação plástica a quente e das posteriores condições de resfriamento do processamento termomecânico, é possível obter aços com uma boa combinação de propriedades mecânicas que atendam aplicações industriais (EL-BITAR, et. al., 2012).

Além das reduções de custo, tempo e energia, a utilização do resfriamento controlado nos processos de forjamento permite o aproveitamento dos elementos de liga menores para o controle da microestrutura e das propriedades mecânicas finais. As microestruturas mais comuns no processamento termomecânico, como martensita, bainita e ferrita-perlita possibilitam uma vasta gama de combinações de propriedades mecânicas que caracterizam componentes de alto desempenho (SKUBISZ, et. al., 2015).

A melhoria nas propriedades mecânicas de tais aços está associada a diferentes mecanismos de fortalecimento. Os tratamentos termomecânicos – TMT dependem principalmente do mecanismo de refinamento de grão, pois este é considerado o único mecanismo capaz de melhorar simultaneamente a resistência e a tenacidade (EL-BITAR, et. al., 2012).

O resfriamento controlado, etapa final dos tratamentos termomecânicos, engloba tratamentos isotérmicos e contínuos. Os tratamentos isotérmicos são indicados com o intuito de alcançar excelentes propriedades mecânicas, por outro lado, os tratamentos que envolvem resfriamento contínuo são adequados quando se visa processos robustos aplicáveis industrialmente.

O controle das taxas de resfriamento aplicadas no resfriamento contínuo após o forjamento permite determinar as transformações de fase que ocorrerão de acordo com o

diagrama CCT do material e assim controlar as propriedades metalúrgicas e mecânicas do aço (YAMAKAMI, 2005). Variações nas velocidades de resfriamento do material permitem obter diferentes fases em diferentes proporções na composição do aço em combinação com a variação de outros parâmetros como grau e taxa de deformação.

Além das condições de resfriamento, variáveis como temperatura de pré-aquecimento, temperatura de forjamento, tempo de permanência no forno e o tempo de intervalo entre as operações, devem ser consideradas na análise das propriedades finais. A temperatura de pré-aquecimento do tarugo é um dos mais importantes parâmetros a se observar no forjamento controlado. Esta temperatura deve ser suficiente para garantir uma boa forjabilidade, obtendo-se a geometria final desejada no menor número de etapas, no entanto, deve ser adequada no contexto da microestrutura, assegurando a presença de carbonetos, quando for desejável, e evitando o crescimento excessivo do grão (SKUBISZ, et. al., 2011).

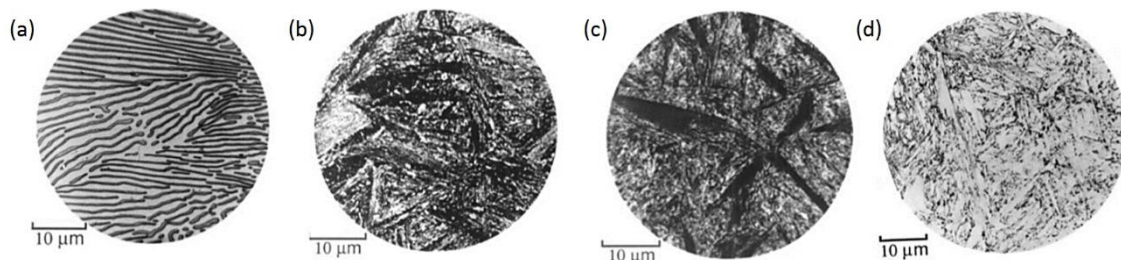
As propriedades mecânicas finais dos componentes manufacturados por forjamento controlado podem ser analisadas imediatamente após a etapa de resfriamento. O desempenho mecânico do material forjado é refletido pela condição microestrutural resultante da distribuição dos gradientes de temperatura e deformação no volume do tarugo. Geralmente, a microestrutura dos forjados em processos de resfriamento controlado apresenta ferrita-perlita, martensita, bainita ou estruturas compostas por bainita-martensita. Entretanto, considera-se variáveis adicionais decorrentes da natureza do processo de forjamento, que muitas vezes contribuem para a possível não uniformidade da microestrutura final (SKUBISZ, et. al., 2011).

Materiais com estruturas bainíticas que apresentam desejáveis valores de resistência à tração e fadiga, dureza, boa usinabilidade e soldabilidade obtidos através do forjamento controlado estão sendo desenvolvidos com o intuito de substituir as etapas de tratamento térmico após operações de conformação, podendo apresentar melhores propriedades mecânicas que as obtidas no forjamento convencional (GHOSH, 2003). Entretanto, propriedades mecânicas superiores dos novos aços bainíticos para forjamento somente são atingíveis por meio da adição de elementos de liga na sua composição química.

3.2. AÇOS BAINÍTICOS

Os primeiros registros referentes a microestrutura bainítica remontam ao final da década de 20, no desenvolvimento de estudos da transformação isotérmica da austenita em temperaturas acima da reação martensítica e abaixo da transformação da perlita. Neste trabalho, os pesquisadores Davenport e Edgar Bain descobriram uma nova microestrutura diferente da perlita e da martensita observada no mesmo aço, a qual se tratava de um agregado acicular e escuro, conforme observa-se na Figura 2, que posteriormente foi nomeado de bainita em homenagem ao metalurgista Edgar Bain (BHADESHIA, 2001).

Figura 2 Microestrutura de um aço eutetóide (a) Perlita (b) e (c) Bainita obtida em tratamento isotérmico (d) Martensita



Fonte: (Adaptado de BHADESHIA, 2001).

Uma alternativa para generalizar o conceito da bainita é descrever sua microestrutura como um agregado não lamelar de ferrita e carbonetos que usualmente são classificados em bainita superior e bainita inferior (MEHL, 1939 *apud* BRAMFITT & SPEER, 1990), dependendo das variações nas temperaturas de transformação e da composição do aço. Ambas bainitas superior e inferior consistem em agregados de placas ou ripas de ferrita separados por austenita retida, cementita ou martensita, e a principal diferença entre as duas formas é a distribuição dos carbonetos precipitados (YANG & FANG, 2005).

A bainita superior, a qual consiste em um conjunto de ripas de ferrita paralelas e separadas por camadas de metal duro contínuas ou semi-contínuas ou ainda por matrizes formadas por partículas de carboneto, é formada em temperaturas maiores que as temperaturas de formação da bainita inferior, onde as ripas de ferrita são organizadas em uma distribuição intra-ferrítica de partículas de carboneto (YANG & FANG, 2005).

De fato, os termos bainita superior e inferior foram inicialmente utilizados na descrição de transformações que ocorrem em regimes isotérmicos em temperaturas específicas, no entanto, para descrever a transformação bainítica durante o resfriamento contínuo, os termos tornam-se inapropriados devido às microestruturas substancialmente diferentes que podem ser obtidas em intervalos de temperatura de transformação relativamente constantes (BRAMFITT & SPEER, 1990).

A obtenção da microestrutura bainítica através do resfriamento contínuo é possível em aços que contenham elementos de liga, os quais são responsáveis por retardar a reação da ferrita e da perlita. Estes elementos presentes nos aços fazem com que a transformação perlítica se desloque em tempos mais longos do diagrama possibilitando que ocorra a transformação bainítica, visto que estas duas transformações são concorrentes (HASHIMOTO, 2004).

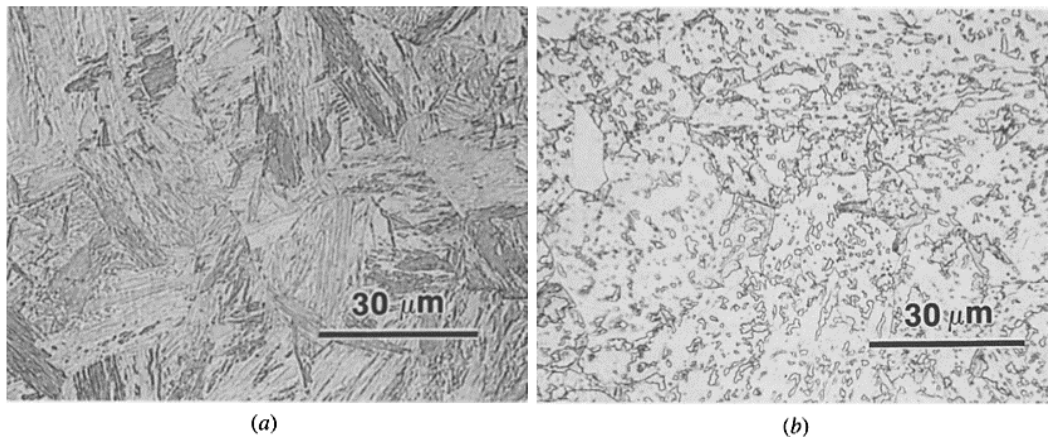
Os microconstituintes originados na transformação bainítica durante o resfriamento contínuo são extremamente complexos e resultam do crescimento da fase da ferrita acicular em conjunto com um segundo constituinte que pode consistir de carbonetos, martensita e/ou austenita dependendo de fatores como a composição do aço, a supersaturação do carbono na austenita e sua cinética de difusão (BRAMFITT & SPEER, 1990).

Desde a descoberta da bainita, pelos estudos envolvendo a decomposição da austenita através de tratamentos isotérmicos desenvolvidos por Davenport e Bain, metalurgistas físicos estudaram formas de aplicar os resultados de transformação isotérmica em transformações bainíticas obtidas por resfriamento contínuo. Entretanto, muitas dificuldades foram encontradas na determinação do intervalo de temperaturas de transformação, até que em 1944, Leidholm, utilizando o método de Jominy, criou o primeiro diagrama CCT para um aço bainítico comercial. A partir do diagrama CCT obtido pelo método de Jominy e outros posteriores obtidos por experimentos de dilatometria definiu-se o intervalo de taxas de resfriamento contínuo em que ocorre a transformação bainítica de 4°C/min a 600°C/min. Taxas de resfriamento dentro deste intervalo são tipicamente aplicadas no processamento termomecânico de aços ou em ciclos térmicos dentro da produção industrial (BRAMFITT & SPEER, 1990).

O amplo intervalo de taxas de resfriamento contínuo em que é possível a obtenção da microestrutura bainítica resulta em uma ampla variação de microconstituintes que a

caracterizam. Um exemplo disso é que no caso de taxas de resfriamento muito elevadas é possível obter a bainita acicular e por outro lado em experimentos com taxas de resfriamento extremamente baixas a bainita granular é produzida, como é evidenciado na Figura 3 (BRAMFITT & SPEER, 1990).

Figura 3 Bainita obtida por resfriamento contínuo em um aço liga Ni-Cr-Mo (a) bainita acicular obtida em taxas de resfriamento contínuo de 461°C/min (b) bainita granular obtida em resfriamento contínuo a 3°C/min



(Adaptado de BRAMFITT & SPEER, 1990).

Sendo assim, além das microestruturas bainíticas originadas através de tratamento isotérmico, bainita superior e inferior, outras formas de bainita podem ser encontradas, como a bainita granular, colunar, acicular, inversa, livre de carbonetos, entre outras, dependendo das condições de temperatura, resfriamento e da composição química do aço (SOUZA, 2008).

3.2.1. Cinética da Transformação

Outro aspecto acerca dos aços bainíticos que causa muita controvérsia desde sua descoberta, são os mecanismos de formação da bainita a partir da decomposição da austenita. Estudos que abordam os mecanismos de formação da bainita são desenvolvidos por inúmeros pesquisadores a quase um século e, no entanto, muitas questões relacionadas ao tema continuam sem conclusão. Basicamente, existem pesquisas que adotam a abordagem de que a bainita é formada por mecanismos de cisalhamento enquanto outros estudos reconhecem a difusão como o mecanismo de formação (YANG & FANG, 2005).

O termo cisalhamento é adotado para definir um processo arbitrário, no qual o avanço de átomos substitucionais que se encontram nos contornos ocorre de maneira coordenada e simultânea em um movimento deslizante em velocidades maiores que as permitidas em processos difusionais. Esta teoria, conhecida como teoria displaciva é defendida por pesquisadores como J. W. Christian e H. K. D. H. Bhadeshia, e seu mecanismo é idêntico ao observado na transformação martensítica (YANG & FANG, 2005) (SOUZA, 2008).

Por outro lado, a teoria difusional defende a ideia de que a bainita se forma a partir da decomposição eutetóide não lamelar e não cooperativa. Ou seja, os átomos avançam individualmente e de forma randômica (AARONSON, 2002). As placas de ferrita bainítica crescem através do movimento da interface ferrita-austenita em um estado de equilíbrio. Entre os pesquisadores defensores desta teoria estão Hillert (1995), Quidort e Brechet (2001) e Yang e Fang (2005).

3.2.2. Propriedades mecânicas dos aços Bainíticos

A partir dos estudos de Davenport e Bain e da descoberta da bainita, muitos anos se passaram até a utilização dos aços bainíticos em aplicações comerciais. Isso se deve ao fato de que inicialmente existiam muitas dificuldades na obtenção de uma microestrutura unicamente bainítica e por isso não havia precisão ao relacionar a influência da bainita no comportamento mecânico de um aço bainítico. Além do mais, a transformação isotérmica da bainita era considerada inviável em uma escala industrial, por isso só com um melhor entendimento da microestrutura bainítica obtida por resfriamento contínuo foi possível uma maior exploração destes aços (BHADESHIA, 2001).

As estruturas bainíticas são complexas e várias características dos seus microconstituintes podem influenciar suas propriedades mecânicas, como: pacotes de grãos de ferrita semelhantes às ripas com baixa orientação, mas geralmente alta densidade de deslocamento; endurecimento por solução sólida principalmente pelo carbono, nitrogênio e elementos de liga substitucionais; regiões de martensita, austenita retida de maior teor de carbono entre as ripas de ferrita; carbonetos dispersos nas ripas de ferrita (BARBACKI, 1995). Os diferentes microconstituintes resultantes da estrutura bainítica que podem ser obtidos dependem, além da composição química do aço, das condições de processamento do mesmo.

No trabalho publicado por Irvine e Pickering em 1965, no qual foi possível uma completa caracterização da microestrutura, concluiu-se que a dureza da bainita aumenta linearmente com o aumento da concentração de carbono. Variáveis como a temperatura da transformação bainítica e os elementos de liga presentes no aço também exercem influência nos valores de dureza. Por outro lado, a temperatura de austenitização, ao menos que esta não seja suficiente para dissolver os carbonetos, não afeta na dureza do material (BHADESHIA, 2001). Outros estudos também relacionaram a temperatura de transformação bainítica com o refino das ripas de bainita, mostrando que quanto menor a temperatura de transformação, mais refinadas são as placas, e esses valores de espessura tem uma relação linearmente inversa com os valores de dureza (MATEO, et. al., 2003).

A resistência da bainita pode ser influenciada pelo somatório de diferentes parâmetros: endurecimento por solução sólida, através dos carbonetos, pelos contornos de grão e pelo aumento das deslocamentos. Este modelo não torna possível a obtenção com precisão do valor de resistência da bainita, entretanto permite uma melhor compressão da influência destes fatores. No caso de aços de médio carbono, submetidos ao tratamento de austêmpera para obtenção da bainita, a microestrutura geralmente é reforçada pela presença de carbonetos, resultando em valores de resistência satisfatórios, entretanto com tenacidade relativamente baixa. Já no caso de aços de baixo carbono, os carbonetos são quase que inteiramente eliminados e o aumento da resistência se dá pelo endurecimento através das deslocamentos e tamanho de grão. Estes dois fatores exercem maior influência no ganho de resistência em temperaturas de transformação mais baixas (BARBACKI, 1995).

Acerca da influência do tamanho de grão no ganho de resistência da bainita é importante considerar dois fatores distintos: o tamanho do pacote da bainita e o tamanho da placa de bainita. No mesmo estudo desenvolvido por Irvine e Pickering em 1965 foi descoberto que o tamanho do pacote de bainita, o qual depende do tamanho do grão austenítico, não influencia na resistência mecânica do aço. No entanto, o tamanho das ripas, principalmente sua espessura, é uma das principais contribuições microestruturais para a resistência da bainita (BARBACKI, 1995).

Já a ductilidade dos aços bainíticos, embora relacionada com a resistência, possui algumas peculiaridades. Aços bainíticos de baixo carbono apresentam maior alongação que aços de alto carbono com idêntica resistência, indicando que a ductilidade pode ser

melhorada com a redução do teor de carbono do aço, enquanto a resistência pode ser mantida com o fortalecimento da solução sólida substitucional. Os aços bainíticos de baixo carbono também possuem melhores valores de ductilidade em comparação com a microestrutura martensítica temperada de mesma resistência, característica extremamente sensível ao teor de austenita retida (BHADESHIA, 2001). Os melhores resultados de ductilidade da microestrutura bainítica relacionada à austenita retida são observados quando esta está presente em forma de filme nas subunidades de bainita (BARBACKI, 1995).

A relação entre propriedades mecânicas e propriedades metalúrgicas se torna ainda mais complexa quando se refere à tenacidade ao impacto. Esta propriedade mensurada em KCV é usualmente obtida através do ensaio de Charpy, o qual aplica taxas de deformações muito superiores às taxas de um ensaio de tração convencional. O tamanho de carbonetos e/ou outras partículas frágeis influencia significativamente nos mecanismos de fratura de um aço. Em microestruturas com grandes carbonetos, a trinca é geralmente continuada na matriz e nos contornos de grão e por isso os maiores carbonetos presentes controlam a tenacidade do aço (BARBACKI, 1995).

Usualmente aços com microestrutura caracterizada por bainita superior apresentam maiores carbonetos em comparação com aços obtidos pela transformação em bainita inferior, e por isso menores valores de tenacidade (BHADESHIA, 2001). Entretanto, o tamanho dos carbonetos em aços bainíticos pode ser controlado com a adição de elementos de liga ou podem até ser completamente eliminados no caso de aços com Si, por exemplo. Melhores resultados de tenacidade são esperados em aços que possuem menor quantidade de inclusões não metálicas, grão austenítico de tamanho menor e conseqüentemente menores pacotes de bainita. (BARBACKI, 1995).

Desde a descoberta dos aços bainíticos até os dias de hoje, os inúmeros estudos desenvolvidos permitiram a obtenção de microestruturas bainíticas, através de tratamento termomecânico seguido de resfriamento contínuo, com uma relação ótima de alta resistência, alta dureza e alta tenacidade para aplicações industriais. Estes estudos englobam variações nos parâmetros de processo, como grau de deformação, temperatura de austenitização, taxa de resfriamento e também a adição de diferentes elementos de liga visando atingir os requisitos necessários para um desempenho seguro dos componentes obtidos em uma cadeia de processamento com redução do consumo energético.

Os aços bainíticos para forjamento, devido a boa combinação de propriedades mecânicas somada a economia gerada na substituição de tratamentos térmicos por resfriamento contínuo na sua obtenção, vêm sendo continuamente explorados em aplicações que requerem alta performance, como componentes para indústria automotiva, petroquímica e de geração de energia (CABALLERO, et. al., 2013).

3.2.3. Influência dos elementos de liga nos aços Bainíticos

As propriedades metalúrgicas e mecânicas dos aços bainíticos dependem, como já foi discutido anteriormente, dos parâmetros aplicados no processamento e da composição química do aço. Diferentes elementos de liga são adicionados à composição dos aços bainíticos de acordo com os as propriedades mecânicas requeridas para diferentes aplicações.

Primeiramente, os novos aços bainíticos para forjamento apresentam um teor percentual de Carbono limitado em peso de aproximadamente 0,2% a fim de não comprometer propriedades como a soldabilidade e ductilidade. O percentual de carbono, que está diretamente relacionado aos valores de dureza, também é responsável por afetar a cinética da transformação bainítica, visto que as temperaturas de início da transformação diminuem com o seu aumento (KAWATA, 2017).

O Manganês, elemento de liga comumente adicionado aos aços de baixo carbono, é conhecido por retardar o início da transformação da bainita, a qual quando formada em temperaturas mais baixas apresenta uma microestrutura mais refinada. O refino da microestrutura reflete em maiores valores de resistência e ductilidade. O Manganês, entretanto, é o elemento com maior probabilidade de ser responsável pelo desenvolvimento de bandas microestruturais de martensita entre as ripas de bainita. A concentração de tensão associada à distribuição heterogênea da dureza das diferentes fases segregadas é considerada um fator que contribui para a nucleação de trincas (CABALLERO, et. al., 2009).

O Silício, amplamente utilizado como elemento de liga nos aços bainíticos para forjamento, também está relacionado à ductilidade e tenacidade, devido sua capacidade de inibir a formação de carbonetos, os quais comprometem estas propriedades mecânicas. Quando o aço é livre de carbonetos devido a adição do Silício, a microestrutura bainítica pode ser composta por ferrita bainítica e austenita retida (YANG & FANG, 2005). Este

elemento também é utilizado para evitar o surgimento de inclusões não metálicas durante a fabricação do aço e facilitar a desoxidação (BLECK, et. al., 2015).

O Cromo, elemento de liga dos aços bainíticos, é responsável por deslocar a curva CCT do material para a direita, permitindo que taxas de resfriamento mais lentas sejam empregadas aos processos, importante condição para componentes forjados em escala industrial onde o resfriamento contínuo é aplicado. Além disso, o Cromo retarda o início da transformação bainítica, a qual ocorre em temperaturas mais baixas, resultando no refino da microestrutura, aumenta a resistência ao calor e melhora a temperabilidade (YOU, et. al., 2007) (BARBACKI, 1995).

3.3. DILATOMETRIA

As propriedades mecânicas e o desempenho durante a aplicação de um metal dependem diretamente das características da sua microestrutura. Desse modo, o estudo de todos os aspectos responsáveis pela modificação da microestrutura de um material durante um ciclo térmico ou tratamento termomecânico é de extrema importância. Neste contexto, a dilatometria mostra-se um poderoso recurso para análise experimental da cinética das transformações de fase em metais (ANDRÉS et. al., 2002).

As curvas de transformações de fase obtidas por aquecimento e/ou resfriamento contínuo ou resultantes de tratamentos isotérmicos em experimentos dilatométricos, permitem a definição dos microconstituintes presentes nas ligas metálicas ou aços por meio dos intervalos de temperatura e tempo de transformação. Através da análise destas curvas é possível determinar a faixa de temperaturas mais adequada para realização da austenitização e resfriamento controlado com o devido controle da microestrutura do material (CASARIN, 1996).

As moléculas ou átomos de um material, pertencentes a um conjunto cristalino ou amorfo no estado sólido, apresentam vibrações quando submetidos a temperaturas acima do zero absoluto. Estas vibrações aumentam com o aumento da temperatura forçando um afastamento dos átomos e, portanto, o sólido se expande, expansão a qual pode ser medida pelo dilatômetro. A expansão térmica apresenta uma contínua variação de acordo com a variação na temperatura, quando ocorrem descontinuidades, estas estão relacionadas às transições de fase. As transformações de fase referem-se às mudanças na estrutura cristalina, como por exemplo na transformação de austenita para ferrita, onde a estrutura cúbica de face centrada transforma-se na estrutura cúbica de corpo centrado, resultando

em variações volumétricas que refletem no comprimento da amostra devido à expansão e contração resultante das mudanças microestruturais (HUNKEL et. al., 2018).

Nos experimentos de dilatométrica, o estudo das transformações que acontecem no estado sólido do metal é realizado através do monitoramento em tempo real da evolução das transformações por meio das mudanças dimensionais na amostra resultantes da aplicação de um ciclo térmico, podendo ser durante o aquecimento ou resfriamento, fornecendo as informações necessárias para a construção dos diagramas CHT ou CCT, respectivamente (ANDRÉS et. al., 2002). Durante o ciclo térmico, as mudanças no comprimento da amostra estão diretamente relacionadas com os coeficientes de expansão térmica do material, sendo assim, transformações de fase e defeitos no arranjo cristalino são monitorados (HUNKEL et. al., 2018).

A curva Temperatura versus Tempo, plotada através dos experimentos de dilatométrica, indica os parâmetros da rota de tratamento térmico aplicada, como taxa de aquecimento, taxa de resfriamento, temperatura de austenitização, temperatura isotérmica, tempo de encharque. Já a curva Expansão versus Temperatura torna possível a definição das temperaturas em que ocorrem as transformações de fase através dos pontos de deflexão da curva, nas etapas de aquecimento e resfriamento (CASARIN, 1996). Entretanto, se com o aumento ou a diminuição da temperatura, transformações de fase não ocorrerem, as mudanças dimensionais serão relacionadas somente à dilatação térmica caracterizada pela curva de expansão linear sem deflexões (MOHAPATRA et. al., 2007).

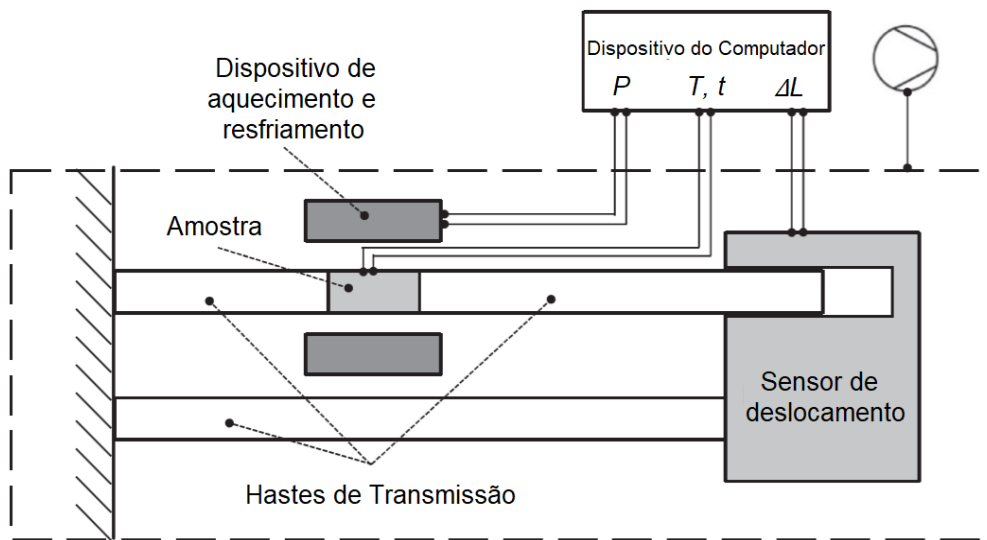
3.3.1. Dilatômetro

Dilatômetros são usualmente utilizados para examinar variações dimensionais em amostras submetidas a ciclos térmicos devido à expansão térmica, associada a mudanças de temperatura e transformações de fase. Em geral, existem dois tipos principais de dilatômetros, os do tipo α destinados para a determinação dos coeficientes de expansão térmica do material com elevada precisão e os dilatômetros de têmpera utilizados para a determinação das transformações de fase durante o aquecimento e resfriamento. As principais diferenças entre os dois tipos são os dispositivos utilizados no aquecimento e resfriamento das amostras e nas medições de comprimento (HUNKEL et. al., 2018).

Os dilatômetros de têmpera comercialmente utilizados possuem características e componentes semelhantes, sendo estes: o dispositivo acoplado ao computador para

definição e controle dos ciclos térmicos, além de garantir o armazenamento e a transferência dos dados de medição, dispositivos para aquecimento e resfriamento das amostras de acordo com o ciclo térmico programado, dispositivos para garantir atmosfera controlada, sistema de medição de tempo, sistema de controle da temperatura da amostra, comumente realizado pelo emprego de termopares, e sistema de controle da variação de comprimento da amostra usualmente realizado através do uso de LVDT. Na Figura 4, o sistema para aquisição de dados de dilatometria está ilustrado (HUNKEL et. al., 2018).

Figura 4 Diagrama esquemático de um dilatômetro



(Adaptado de HUNKEL et. al., 2018)

Adicionalmente, alguns dilatômetros podem realizar simulações termomecânicas através do emprego de dispositivos para aplicação de cargas de deformação durante o tratamento térmico. Nestes casos, através dos valores de força e deformação medidos é possível a obtenção da curva de escoamento do material para a temperatura aplicada, além de uma análise da influência das cargas de tração ou compressão na cinética das transformações de fase (MOHAPATRA et. al., 2007). Portanto, as grandezas obtidas pelos experimentos de dilatometria são tempo, temperatura, variações no comprimento da amostra e força, quando aplicável (HUNKEL et. al., 2018).

Os principais fatores que limitam a precisão das medições dimensionais obtidas por um dilatômetro de têmpera são: (i) o comportamento de dilatação térmica das hastes de transmissão responsáveis por segurar o corpo de prova e transmitir os sinais de expansão térmica e (ii) a precisão na determinação da temperatura da amostra devido ao gradiente de temperatura ao longo do comprimento da mesma resultante da perda térmica de calor

por condução do corpo de prova para as hastes de transmissão e por radiação (MOHAPATRA et. al., 2007).

3.3.2. Decomposição da Austenita – Transformação de fase

Dadas suas definições e princípios, os ensaios de dilatométrica possibilitam uma vasta análise dos produtos resultantes da transformação austenítica (fase com empacotamento CFC) seja por meio de resfriamento contínuo ou por tratamento isotérmico (CASARIN, 1996).

O processo de austenitização do aço é de extremo interesse no forjamento convencional visto que é a primeira etapa de transformação microestrutural que ocorre durante o aquecimento acima da zona intercrítica ($\alpha + \gamma$) do material (NEVES, et. al., 2002). Com o aumento da temperatura para a realização dos processos termomecânicos, o material se encontra no campo austenítico e nesse estágio constituintes como precipitados são dissolvidos. As propriedades metalúrgicas e mecânicas finais de componentes manufaturados por processos termomecânicos resultam da microestrutura ao final do forjamento, produto da decomposição austenítica, que é fortemente influenciada pelas transformações microestruturais que ocorrem durante o resfriamento (GARCIA & DEARDO, 1981).

A decomposição austenítica pode ocorrer de três formas: (i) por difusão, como acontece na transformação ferrítica e perlítica, com a nucleação e crescimento de novas fases, (ii) através de mecanismos de cisalhamento como ocorre na transformação martensítica, (iii) ou ainda por uma combinação de mecanismos de difusão e de cisalhamento na transformação bainítica (NEVES, et. al., 2002).

O diagrama CCT, construído a partir das transformações de fase resultantes da decomposição austenítica que ocorrem durante o resfriamento contínuo, permite a determinação das propriedades metalúrgicas e mecânicas resultantes do resfriamento contínuo do aço em diferentes velocidades após ser aquecido acima da zona intercrítica (CHIAVERINI, 2012).

Aços submetidos a velocidades de resfriamento extremamente baixas, dentro no forno por exemplo, indicadas pelas curvas de resfriamento localizadas à direita do diagrama CCT, apresentam microestrutura perlítica de granulação grosseira, a qual possui baixa dureza. Por outro lado, quando o material é resfriado em velocidades muito elevadas, em

água por exemplo, indicadas pelas curvas de resfriamento à esquerda do diagrama CCT, a curva de resfriamento encosta apenas na curva de transformação martensítica, sendo assim o aço apresentará martensita, um microconstituente mais refinado e consequentemente maiores valores de dureza (CHIAVERINI, 2012).

As transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento contínuo, no entanto, são também influenciadas pelos tratamentos aos que o aço foi submetido antes de ser austenitizado. Além disso, a temperatura de austenitização e o tempo de encharque têm forte influência no tamanho de grão da austenita afetando as transformações posteriores que ocorrem durante o resfriamento (CASARIN, 1996).

Portanto, as condições de austenitização, os meios de resfriamento e as velocidades que estes aplicam no resfriamento de um aço são de extrema importância na transformação dos produtos resultantes da decomposição da austenita e de como estes influenciam nas propriedades mecânicas do produto final, através da análise das curvas no diagrama CCT.

3.3.3. Análise das Curvas de Expansão

A partir dos resultados de tempo, temperatura e expansão obtidos pelo monitoramento do experimento pelo software de medição do dilatômetro, as curvas de expansão são construídas. Para transformações isotérmicas (curvas TTT), a variação no comprimento é analisada em função do tempo. Por outro lado, para a detecção das transformações de fase que ocorrem durante o aquecimento ou o resfriamento contínuo, a curva de expansão em relação à temperatura é mais indicada. Os dados de expansão são calculados conforme a Equação 1 que fornece o valor da variação dimensional relativa (HUNKEL et. al., 2018):

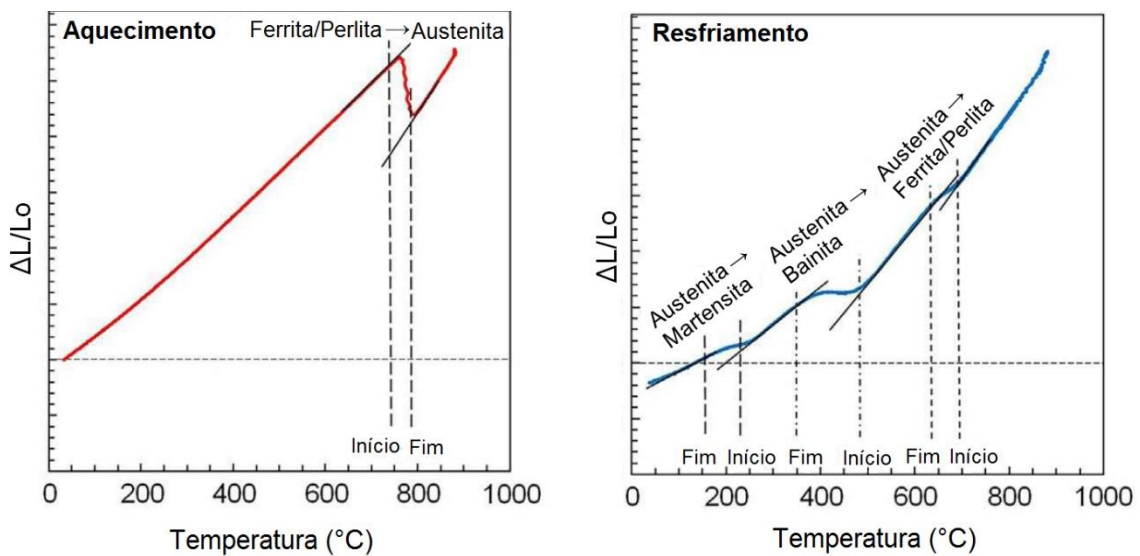
$$\varepsilon_l = \frac{L-L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \text{ (Equação 1)}$$

Onde, L = comprimento final e L_0 = comprimento inicial.

Para a determinação das temperaturas das transformações de fase nos experimentos de aquecimento e resfriamento contínuo, considera-se a expansão ou contração térmica linear, respectivamente, da fase mãe para estipular a temperatura de início da transformação e da fase filha para a temperatura de fim da transformação. Isto é, insere-se uma reta no diagrama sobreposta a curva de expansão. A reta deve seguir a

expansão ou contração térmica linear da fase mãe e no ponto em que a reta sair da curva, indicando uma deflexão da mesma, iniciou-se a transformação de fase. O mesmo ocorre para a determinação da temperatura de fim da transformação, no ponto da curva em que a reta inserida não seguir mais a alteração dimensional linear da fase filha devido à existência de uma deflexão, a transformação de fase foi finalizada. O método descrito e abordado em HUNKEL et. al., 2018, é explicado pela Figura 5 a seguir:

Figura 5 Determinação das temperaturas de início e fim de transformação pela curva de expansão



(Adaptado de HUNKEL, et. al., 2018)

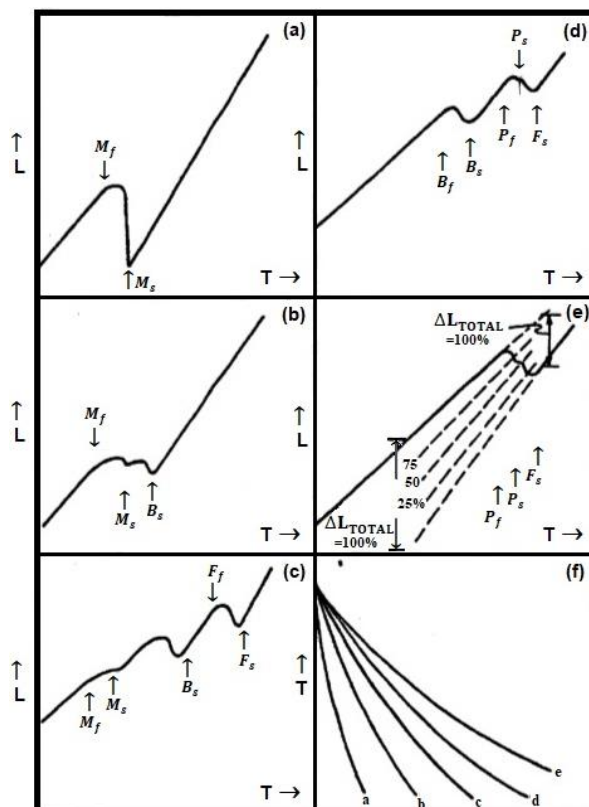
No presente estudo, foram analisadas as curvas de expansão para o resfriamento contínuo do aço (curvas CCT), com o objetivo de estipular as temperaturas de início e fim de transformação bainítica, nos experimentos sem e com deformação. As curvas CCT, são convencionalmente construídas a partir do ponto A_{c3} , o qual corresponde o fim da austenitização, visto que nenhuma transição de fase acontece em temperaturas maiores, indicando todas as transformações resultantes da decomposição da austenita (ELDIS, 1978).

No entanto, na prática, a detecção das temperaturas exatas de transformação é extremamente difícil, sendo necessário considerar uma certa imprecisão e/ou variações na determinação das mesmas. Logo, é importante ressaltar que as incertezas na definição das temperaturas são muito mais relevantes no âmbito acadêmico. As curvas CCT obtidas por dilatométrica oferecem as informações necessárias para aplicação prática e

determinação de janelas de processamento ótimas em um contexto industrial (CASARIN, 1996).

A Figura 6 mostra esquematicamente exemplos de curvas de resfriamento contínuo obtidas por dilatometria. Nas imagens (a-e) as curvas de expansão são construídas através dos valores de temperatura e variação de comprimento obtidas em cada ensaio. A deflexão na curva da imagem (a) refere-se a um ensaio em que ocorreu unicamente transformação martensítica em altas taxas de resfriamento, devido ao maior grau de empacotamento cristalino, esta deflexão é mais acentuada que as demais. Nas curvas das imagens (b-d) as deflexões são referentes a mais de uma transformação de diferentes fases que ocorrem durante o resfriamento da amostra. Já a imagem (e) mostra diferenças no tamanho do pico da deflexão referente a uma transformação de fase resultantes de deformações em diferentes graus empregadas em ensaios termomecânicos. A imagem (f) mostra as curvas para diferentes ciclos de resfriamento.

Figura 6 Curvas resultantes de resfriamento contínuo obtidas por dilatometria

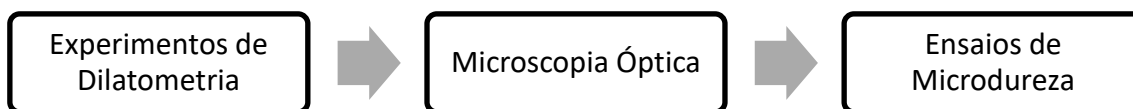


(Adaptado de CASARIN, 1996)

4. MATERIAIS E MÉTODOS

No presente capítulo serão descritas as metodologias dos experimentos e ensaios realizados para a obtenção dos resultados deste trabalho que seguem o fluxo representado na *Figura 7 Fluxograma da metodologia utilizada*. Figura 7.

Figura 7 Fluxograma da metodologia utilizada.



(Fonte: Autor)

4.1. MATERIAL

O material objeto deste estudo é o Aço 18MnCrSiMo64, um aço bainítico, com baixo teor de carbono e média liga, comercialmente chamado de HSX 130HD, grau 7418, fabricado pela Swiss Steel®. A matéria prima para a confecção das amostras utilizadas nos experimentos, foram barras fabricadas por meio de laminação a quente e resfriadas ao ar natural. As propriedades mecânicas do lote foram analisadas por ensaio de tração a temperatura ambiente pelo fabricante, apresentando os seguintes resultados:

- Limite de escoamento: 673 MPa;
- Limite de resistência: 983 MPa;
- Alongamento: 18,7%;
- Redução na área de estrição: 9,4%;
- Coeficiente de estrição: 55,8%.

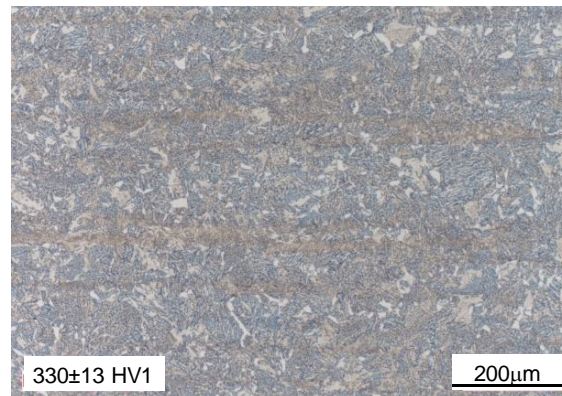
A composição química do lote foi fornecida pelo fabricante através de espectrometria de emissão óptica), a qual apresentou o resultado indicado pela Tabela 1.

Tabela 1 Composição química do aço (% peso)

Lab.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	N
Steeltec	0,16	1,23	1,48	0,009	0,015	0,067	1,19	0,27	0,005	0,004	0,01
UFRGS	0,19	1,16	1,35	0,009	0,015	0,058	1,14	0,26	0,013	0,002	-

A microestrutura das barras, com 42mm de diâmetro, foi caracterizada longitudinalmente no meio raio por metalografia padrão pelo fabricante, assim como a definição do valor de dureza do lote, conforme a Figura 8.

Figura 8 Metalografia do aço 18MnCrSiMo64

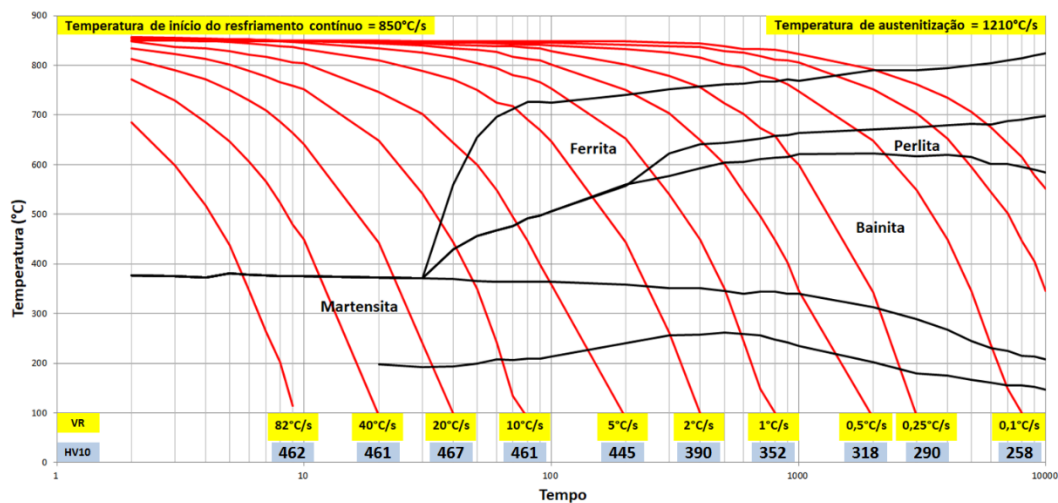


(Fonte: Steeltec)

As bandas de segregação observadas no sentido longitudinal na metalografia da barra consistem em áreas submetidas a maiores graus de deformação, que devido a uma maior quantidade de energia acumulada se transformaram em microestrutura bainítica mais fina a qual se forma em temperaturas mais baixas e, portanto, é mais refinada. Também se percebe regiões brancas na imagem que se referem a presença de ferrita na amostra.

O diagrama CCT, fornecido pelo fabricante do aço, que foi construído através de uma temperatura de austenitização de 1210°C e de início do resfriamento a 850°C em diferentes taxas de resfriamento contínuo, indica os valores de dureza para as diferentes taxas e quais microconstituintes se formam com a variação das velocidades. As curvas da Figura 9 foram construídas a partir de ensaios sem deformação.

Figura 9 Diagrama CCT do aço HSX130HD.

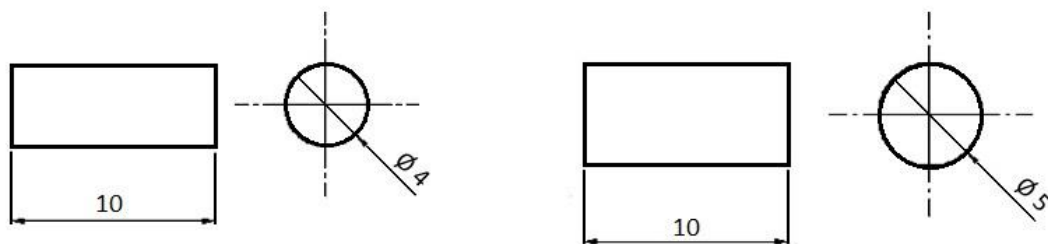


(Fonte: Steeltec)

4.2. ENSAIOS DE DILATOMETRIA

Os experimentos de dilatométrica foram realizados no Dilatômetro de têmpera da marca TA Instruments, modelo *DIL 805 A* no Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT em Bremen na Alemanha. Os experimentos se dividiram em duas categorias: sem e com aplica o de carga de compressão. As amostras foram confeccionadas a partir das barras cortadas por eletroerosão, nas seguintes dimensões aproximadas: $l_0 = 10\text{mm}$ e $\phi = 4\text{mm}$ para os experimentos sem deforma o e $l_0 = 10\text{mm}$ e $\phi = 5\text{mm}$ para os experimentos com deforma o, conforme ilustra a Figura 10:

Figura 10 Dimensional das amostras utilizadas nos experimentos de dilatom tria

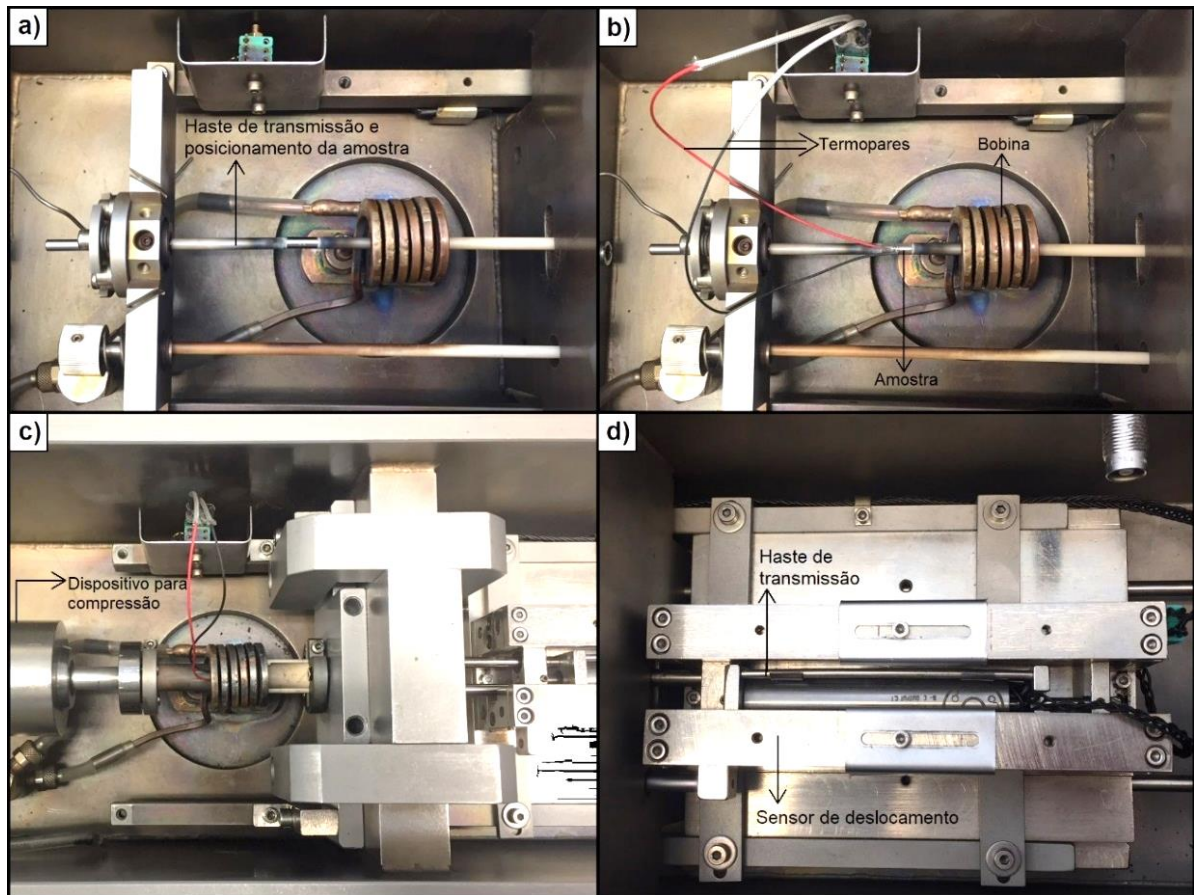


(Fonte: Autor)

Previamente a realiza o dos ensaios, as amostras foram lixadas manualmente e limpas com álcool etílico para remo o de partículas de oxida o e/ou impurezas na área de fixa o de um par de termopares. Os termopares de Platina, do tipo S foram soldados no meio dos corpos de prova, com distância de 1,5mm aproximadamente entre eles.

As amostras com os termopares já fixados foram posicionadas entre as hastes de transmissão do dilatômetro. Os conectores dos termopares foram plugados ao dispositivo que encaminha os dados de temperatura dos corpos de prova ao software de medi o. As hastes de transmissão com a amostra já posicionada foram então empurradas para dentro da bobina responsável pelo aquecimento da mesma por indu o. Esta mesma bobina, possui orifícios por onde gás inerte   liberado em dire o a amostra na etapa de resfriamento. No caso dos experimentos com deforma o, um dispositivo foi acoplado às hastes de transmissão para aplica o da carga que realizou a compressão definida pelo software. O LVDT conectado às hastes foi responsável pela leitura dos dados de descolamento proveniente da compressão e também da expansão e contra o térmica. Na Figura 11, alguns componentes do dilatômetro estão indicados.

Figura 11 Dilatômetro Dil 805 A a) Amostra posicionada entre as hastes de transmissão. b) Amostra posicionada e termopares acoplados aos conectores. c) Dispositivo responsável pela aplicação de carga para realização da compressão. d) LVDT conectado às hastes de transmissão.



(Fonte: Autor)

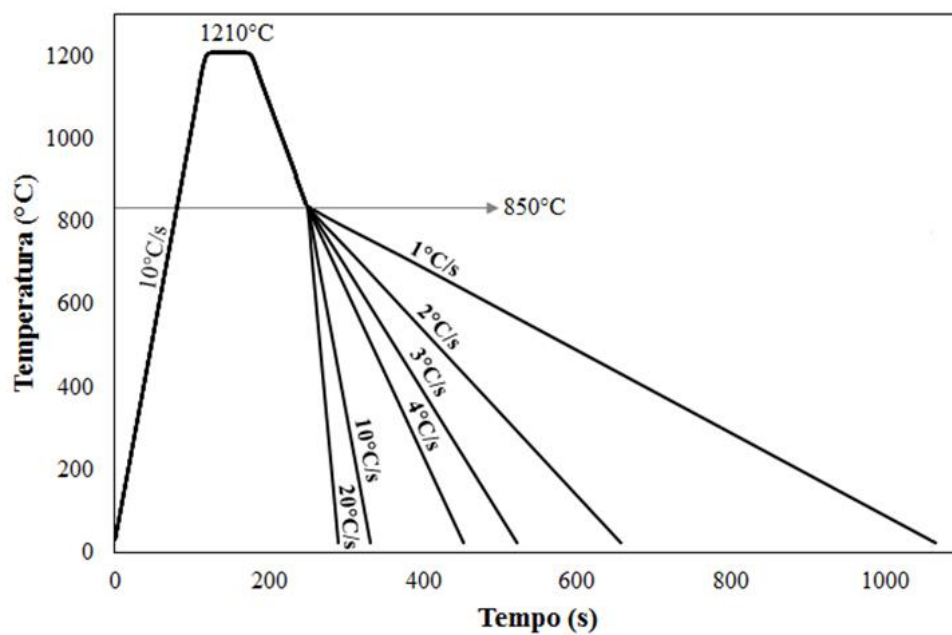
Os experimentos de dilatomia sem deformação com resfriamento contínuo foram realizados seguindo os seguintes parâmetros, visando replicar os parâmetros utilizados na construção da CCT fornecida pela fabricante:

- Taxa de aquecimento: as amostras foram aquecidas a partir da temperatura ambiente de 35°C até a temperatura de austenitização com taxa de aquecimento de 10°C/s .
- Temperatura de austenitização: 1210°C .
- Tempo de encharque: as amostras foram mantidas por um minuto na temperatura de austenitização de 1210°C .
- Temperatura de início de resfriamento: indica-se que o resfriamento contínuo inicie em uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização, assim as amostras foram resfriadas a partir de 1210°C a uma taxa de 5°C/s até 850°C .

- Taxa de resfriamento contínuo: nos experimentos sem deformação, o objetivo foi avaliar a influência das diferentes taxa de resfriamento, por isso foram aplicadas nos ensaios seis diferentes taxas: 20°C/s, 10°C/s, 4°C/s, 3°C/s, 2°C/s e 1°C/s, realizando uma repetição para cada condição.

Na Figura 12, parâmetros aplicados para cada ciclo térmico são ilustrados, ressaltando que cada experimento foi realizado duas vezes.

Figura 12 Parâmetros dos experimentos no Dilatômetro DIL 805 A sem deformação.



(Fonte: Autor)

Na Tabela 2 os parâmetros adotados nos experimentos sem deformação estão descritos e a nomenclatura adotada para cada amostra, destacando a taxa de resfriamento está indicada.

Tabela 2 Parâmetros dos experimentos de dilatométrica sem deformação.

Experimentos de Dilatometria sem Deformação					
Amostra	Taxa de aquecimento	Temperatura de austenitização	Tempo de Encharque	Temperatura de início do resfriamento	Taxa de resfriamento
semdef_20	10°C/s	1210°C	1min	850°C	20°C/s
semdef_10	10°C/s	1210°C	1min	850°C	10°C/s
semdef_4	10°C/s	1210°C	1min	850°C	4°C/s
semdef_3	10°C/s	1210°C	1min	850°C	3°C/s
semdef_2	10°C/s	1210°C	1min	850°C	2°C/s
semdef_1	10°C/s	1210°C	1min	850°C	1°C/s

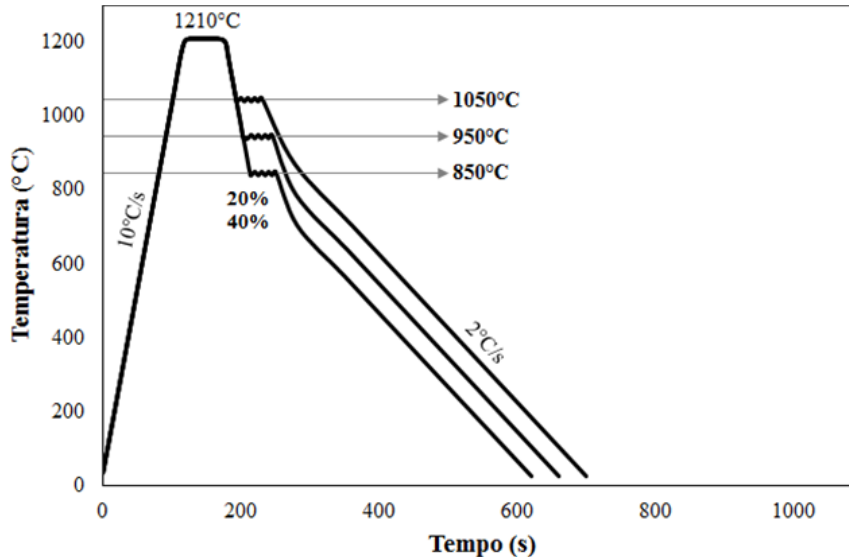
(Fonte: Autor)

Nos experimentos com deformação a influência de três variáveis de processo foi analisada: grau de redução, temperatura de deformação e taxa de resfriamento contínuo. Os parâmetros utilizados nos ensaios estão especificados abaixo:

- Taxa de aquecimento: 10°C/s – a partir da temperatura ambiente de 35°C até a temperatura de austenitização.
- Temperatura de austenitização: 1210°C.
- Tempo de encharque: um minuto na temperatura de austenitização.
- Temperatura de início de resfriamento: foram utilizadas três temperaturas diferentes para início do resfriamento contínuo: 1050°C, 950°C e 850°C. Estas temperaturas foram atingidas a partir da temperatura de austenitização de 1210°C a uma taxa de resfriamento de 10°C/s, visto que em um processo real existe perda de temperatura até a prensa.
- Deformação: a compressão foi realizada nas temperaturas de início de resfriamento: 1050°C, 950°C ou 850°C em dois graus de deformação: 20% e 40%.
- Taxa de resfriamento contínuo: as amostras deformadas a 1050°C e a 850°C foram resfriadas a uma taxa de resfriamento de 2°C/s, as amostras deformadas a 950°C foram resfriadas em três diferentes taxas, 3°C/s, 2°C/s e 1°C/s. A taxa de 2°C/s foi aplicada mais vezes pois se aproxima da velocidade de resfriamento aplicada no forjamento controlado real na indústria.

Na Figura 13 e Figura 14, os parâmetros aplicados para os ensaios com compressão estão descritos nas 3 diferentes temperaturas de deformação e de início do resfriamento contínuo (1050°C, 950°C e 850°C).

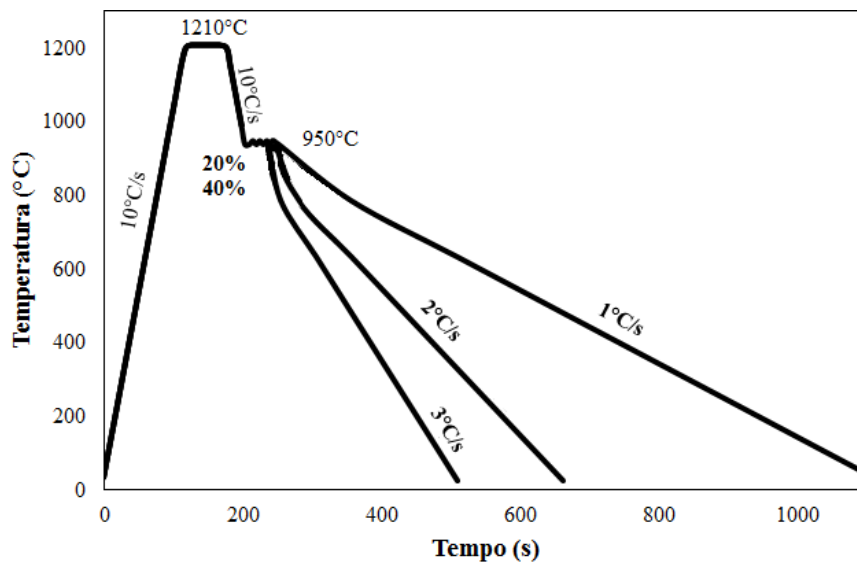
Figura 13 Parâmetros dos experimentos no Dilatômetro DIL 805 A com deformação.



(Fonte: Autor)

Aplicou-se diferentes taxas de resfriamento nos experimentos com deformação a 950°C, pois em um experimento real de forjamento a temperatura intermediária exige menor controle para manter a temperatura elevada até início do forjamento e menor tensão de escoamento, como em temperaturas mais baixas, para realização da compressão.

Figura 14 Parâmetros dos experimentos no Dilatômetro DIL 805 A com deformação a 950°C.



(Fonte: Autor)

Foram realizadas no total 10 combinações de diferentes parâmetros nos experimentos com deformação, e para cada combinação 2 corpos de prova foram ensaiados.

Na Tabela 3, todos os experimentos com aplicação de carga de compressão realizados estão indicados, especificando os parâmetros utilizados e a nomenclatura adotada para as amostras, a qual referencia as temperaturas e grau de deformação.

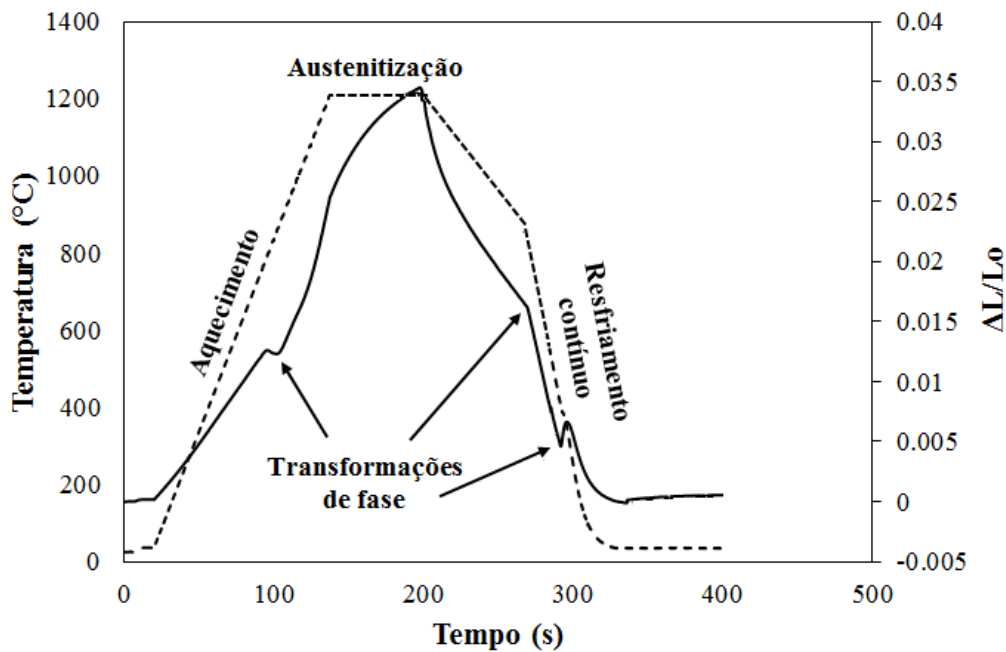
Tabela 3 Parâmetros dos experimentos de dilatométrica com deformação.

Experimentos de Dilatométrica com Deformação						
Amostra	Taxa de aquecimento	Temperatura de austenitização	Tempo de Encharque	Temperatura de conformação	Grau de deformação	Taxa de resfriamento
1050_20%	10°C/s	1210°C	1min	1050°C	20%	2°C/s
1050_40%	10°C/s	1210°C	1min	1050°C	40%	2°C/s
950_20%_3	10°C/s	1210°C	1min	950°C	20%	3°C/s
950_40%_3	10°C/s	1210°C	1min	950°C	40%	3°C/s
950_20%_2	10°C/s	1210°C	1min	950°C	20%	2°C/s
950_40%_2	10°C/s	1210°C	1min	950°C	40%	2°C/s
950_20%_1	10°C/s	1210°C	1min	950°C	20%	1°C/s
950_40%_1	10°C/s	1210°C	1min	950°C	40%	1°C/s
850_20%	10°C/s	1210°C	1min	850°C	20%	2°C/s
850_40%	10°C/s	1210°C	1min	850°C	40%	2°C/s

(Fonte: Autor)

Após a realização dos ensaios, o software registra os dados de temperatura e deslocamento fornecidos pelos termopares e pelo LVDT respectivamente, juntamente com o tempo total do experimento. A partir desses valores foi possível construir as curvas de expansão resultantes dos ciclos térmicos aplicados. Utilizando o método descrito em HUNKEL et. al., 2018 é possível determinar as temperaturas de início e fim das transformações de fase através da análise das deflexões das curvas de expansão. Um exemplo de uma curva referente ao ciclo térmico aplicado sobreposta pela curva de expansão resultante do mesmo é mostrado na Figura 15.

Figura 15 Sobreposição das curvas de temperatura e expansão.



(Fonte: Autor)

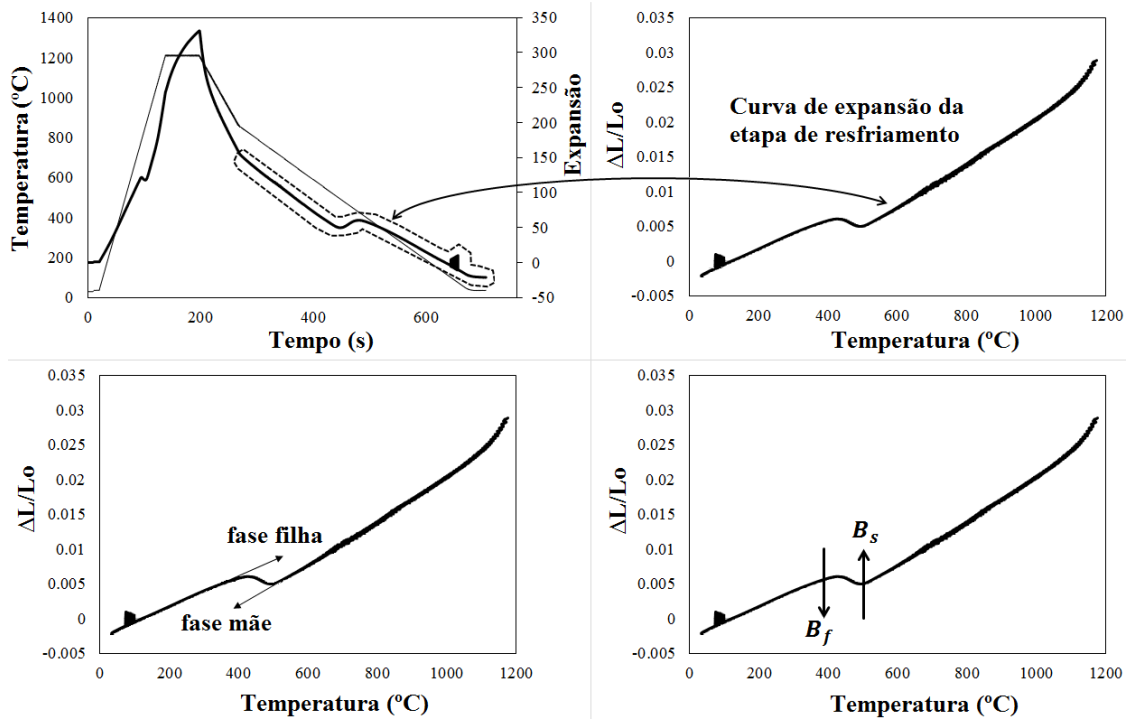
4.2.1. Curvas Dilatométricas

As curvas de expansão para cada combinação de variáveis de processamento foram obtidas através dos dados fornecidos pelo software do Dilatômetro *DIL 805 A* e convertidos em Excel. Para cada experimento, adquiriu-se os valores de tempo, temperatura, expansão e tensão, no caso dos experimentos com aplicação de carga de compressão.

Para determinação das temperaturas de início e fim da transformação bainítica, foram plotadas as curvas de expansão para cada experimento durante o resfriamento contínuo. A curva é em função da expansão da amostra, $\Delta L/L_0$, pela temperatura, conforme ilustra a Figura 16.

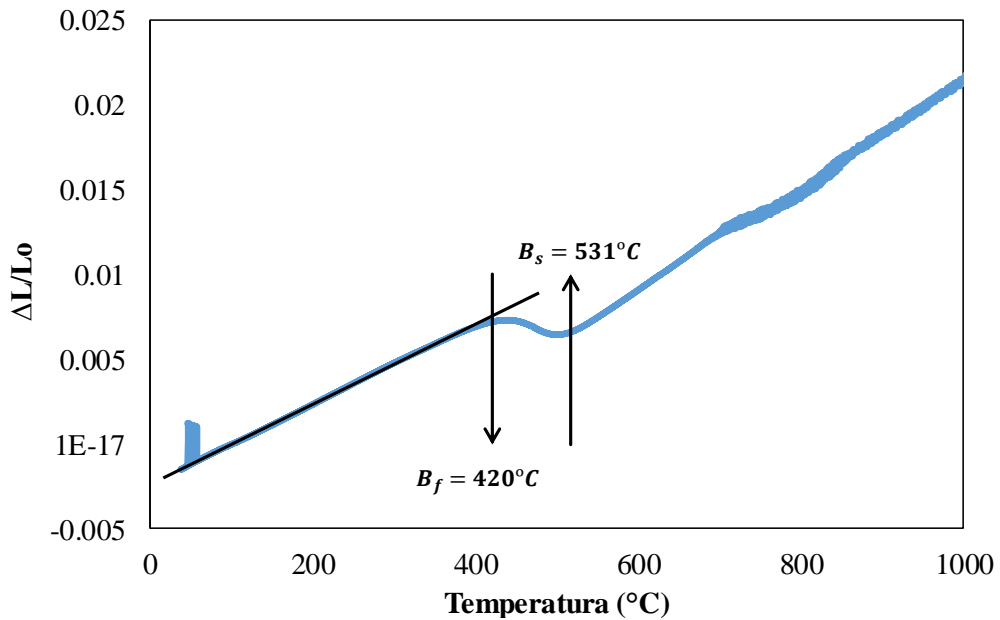
A partir das curvas de expansão na região do resfriamento contínuo, utilizou-se o método citado em HUNKEL et. al., 2018, na qual se traça uma reta tangente a curva de expansão na fase mãe e outra reta tangente para a fase filha, no ponto em que a curva não seguir mais a reta, indicando uma deflexão, localiza-se o ponto de início ou fim da transformação de fase. A Figura 17 ilustra a aplicação do método, neste exemplo a transformação microestrutural bainítica iniciou-se aproximadamente na temperatura de 531°C e foi finalizada na temperatura de 420°C.

Figura 16 Determinação da curva de expansão.



(Fonte: Autor)

Figura 17 Método para determinação das temperaturas de início e fim da transformação bainítica.



(Fonte: Autor)

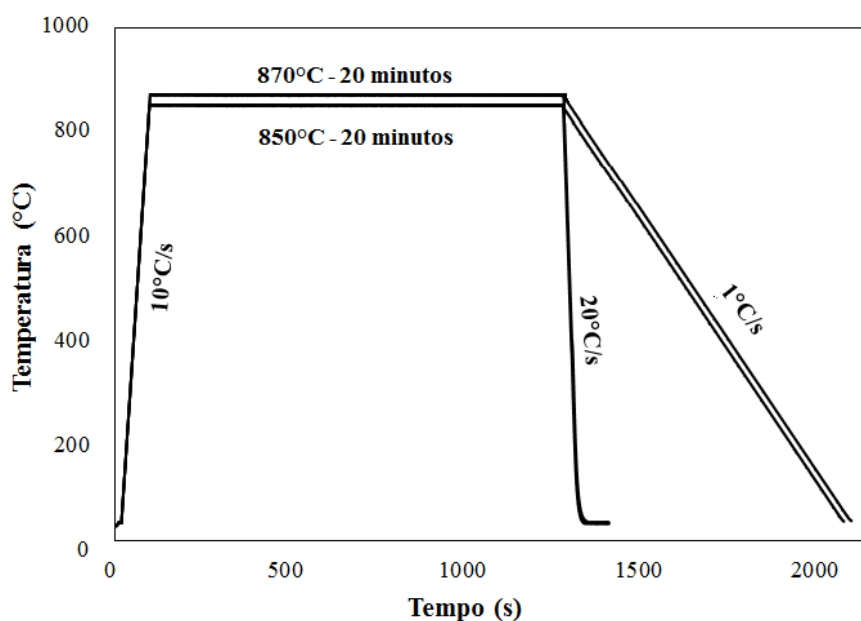
Sendo B_s = temperatura de início da transformação bainítica e B_f = temperatura final da transformação bainítica.

4.3. ENSAIO ISOTÉRMICO

O presente estudo tem como objetivo analisar a influência dos diferentes parâmetros de processamento nas características mecânicas e metalúrgicas do aço bainítico em condições de resfriamento contínuo. Entretanto, a fim de caracterizar a morfologia dos microconstituintes do aço, foram realizados ensaios de dilatométrica no dilatômetro DIL 805 A em amostras cilíndricas com as seguintes dimensões: $l_0 = 10\text{mm}$ e $\varnothing = 4\text{mm}$, em condições de tratamento isotérmico.

Nos ensaios isotérmicos as amostras foram aquecidas com uma taxa de aquecimento de 10°C/s até as temperaturas de 850°C e 870°C e mantidas nessas condições por 20 minutos, após o tempo de encharque as amostras foram resfriadas em duas taxas de resfriamento: 20°C/s a fim de determinar a morfologia martensítica e 1°C/s para determinar a morfologia bainítica, conforme ilustra a Figura 18.

Figura 18 Parâmetros dos experimentos isotérmicos no Dilatômetro DIL 805 A sem deformação



(Fonte: Autor)

Na Tabela 4 estão descritos os parâmetros de processo utilizados nos ensaios isotérmicos realizados no dilatômetro DIL 805 A, cada ensaio foi realizado duas vezes, e a nomenclatura que foi utilizada nas amostras, a qual destaca a temperatura de austenitização e taxa de resfriamento.

Tabela 4 Parâmetros dos experimentos isotérmicos de dilatométrica sem deformação.

Experimentos Isotérmicos de Dilatométrica sem Deformação					
Amostra	Taxa de aquecimento	Temperatura de austenitização	Tempo de Encharque	Temperatura de início do resfriamento	Taxa de resfriamento
iso_850_20	10°C/s	850°C	20 min	850°C	20°C/s
iso_850_1	10°C/s	850°C	20 min	850°C	1°C/s
iso_870_20	10°C/s	870°C	20 min	870°C	20°C/s
iso_870_1	10°C/s	870°C	20 min	870°C	1°C/s

(Fonte: Autor)

Para melhor interpretação das imagens de metalografia obtidas em experimentos com deformação, foram realizados ensaios isotérmicos com aplicação de carga de compressão visando definir as características da morfologia bainítica em amostras deformadas. O ensaio de dilatométrica isotérmico com deformação foi realizado na Gleeble modelo 3500 Thermal System, Figura 19, no Amtliche Materialprüfungsanstalt – MPA em Bremen, na Alemanha, em um amostra cilíndrica do aço HSX 130HD nas seguintes dimensões: $l_0 = 15mm$ e $\phi = 10mm$.

Figura 19 Gleeble 3500 Thermal System.



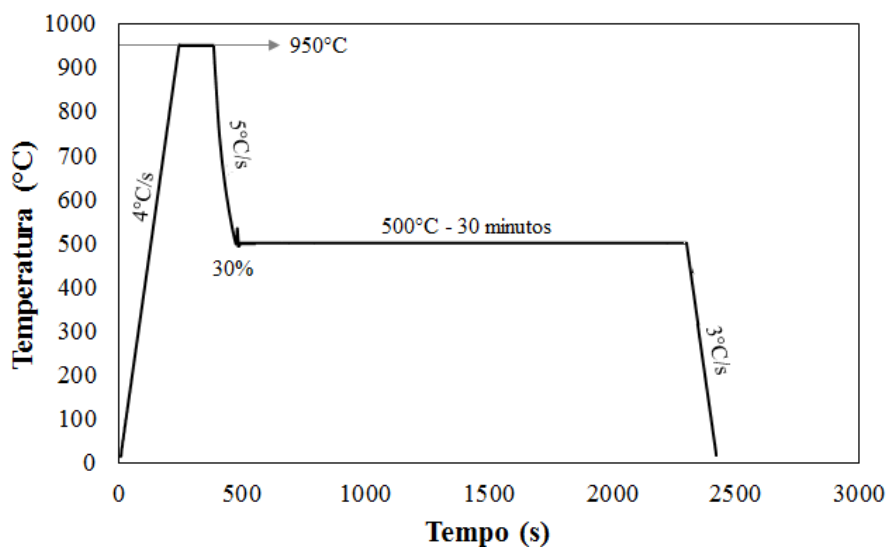
(Fonte: uni-bremen.de)

A preparação da amostra a ser ensaiada na Gleeble se assemelha com a das amostras descrita no capítulo anterior. A face do corpo de prova onde os termopares foram soldados, foi lixada manualmente e limpa com álcool. As temperaturas são controladas pelo sistema operacional do equipamento que permite a realização de ciclos térmicos através do aquecimento das amostras por condução direta. As

amostras foram fixas por compressão nas hastes de transmissão, e para evitar aderência entre os corpos de prova e as hastes, folhas de grafite foram fixadas nas faces das amostras com pasta de grafite. As hastes de transmissão são responsáveis pelo aquecimento e resfriamento através do contato com a face das amostras.

A amostra, iso_500_30%, foi aquecida a partir da temperatura ambiente até a temperatura de austenitização de 950°C a uma taxa de aquecimento de 4°C/s, o tempo de encharque nesta temperatura foi de 2 minutos, posteriormente a amostra foi resfriada a uma taxa de 5°C/s até a temperatura isotérmica de 500°C onde foi deformada em 30% em relação ao seu comprimento inicial a uma taxa de 0,1mm/s. Após a compressão, a amostra foi mantida na temperatura isotérmica por 30 minutos e então resfriada até a temperatura ambiente a 3°C/s, conforme a Figura 20:

Figura 20 Parâmetros dos experimentos isotérmicos na Gleeble Thermal System.com de deformação.



(Fonte: Autor)

O software de medição da *Gleeble* fornece os resultados de tempo, temperatura e deslocamento em formato semelhante ao do software do dilatômetro *DIL 805 A* sendo possível a construção das curvas de expansão térmica utilizando o mesmo método já descrito. Entretanto, no caso dos ensaio isotérmicos a decomposição da austenita em bainita ocorre na temperatura isotérmica durante o tempo de encharque, visto que esta temperatura está inserida no intervalo de temperaturas da transformação bainítica, e nestas condições de temperatura constante a transição ocorre de forma mais lenta e gradual, portanto a detecção das temperaturas de início e fim da transformação bainítica na curva de expansão não é possível, pois as deflexões não são visíveis.

4.4. METALOGRAFIA

As microestruturas das amostras submetidas aos ensaios dilatométricos foram analisadas em um Microscópio Óptico após serem lixadas, polidas e atacadas pelo reagente Nital 2%.

4.5. ENSAIO DE MICRODUREZA

As medições de microdureza Vickers foram realizadas em um Microdurômetro Digital LECO modelo *LV 700AT*, Figura 21, no IWT em Bremen na Alemanha.

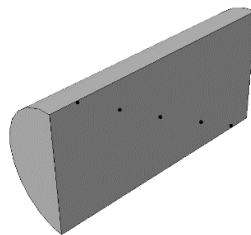
Figura 21 Microdurômetro Digital LECO LV 700AT.



(Fonte: Autor)

Foram aplicadas cargas de 1kgf durante 15 segundos para obtenção do valor de microdureza em cada indentação. Foram realizadas cinco indentações na seção longitudinal de cada amostra considerando as regiões próximas a superfície, raio e meio raio, conforme é ilustrado na Figura 22.

Figura 22 Indicação das medições de dureza.



(Fonte: Autor)

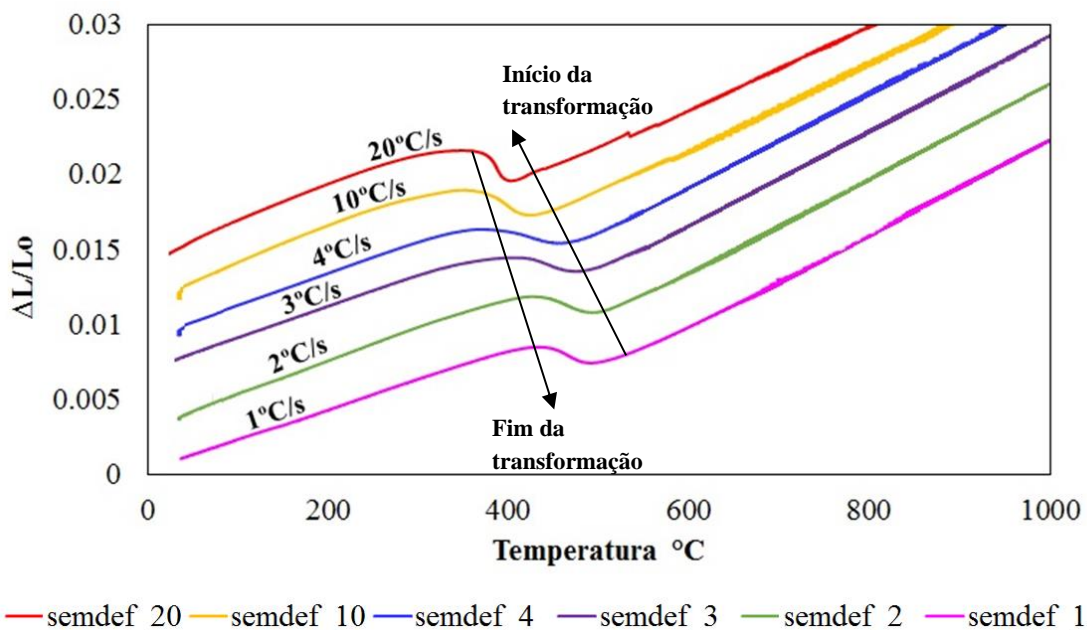
5. RESULTADOS

Neste capítulo os resultados obtidos nos experimentos de dilatométrica, ensaios de microdureza e caracterização da microestrutura por metalografia óptica serão apresentados.

5.1. ANÁLISE DAS CURVAS DILATOMÉTRICAS

Nos experimentos de dilatométrica sem deformação, através da identificação das deflexões nas curvas de expansão foi possível determinar as temperaturas de início e fim da transformação bainítica e assim avaliar o efeito das diferentes taxas de resfriamento contínuo nestas temperaturas que afetam diretamente as características metalúrgicas e mecânicas do material. Na Figura 23, as curvas dilatométricas para amostras que foram austenitizadas na mesma temperatura e resfriadas a seis diferentes taxas de resfriamento são mostradas.

Figura 23 Curvas de Expansão - Experimentos sem Deformação (influência da taxa de resfriamento).



(Fonte: Autor)

Observa-se pela análise das curvas dos experimentos que foram realizados nas mesmas condições de aquecimento e com diferentes taxas de resfriamento que conforme esta taxa diminui e o resfriamento se torna mais lento, as temperaturas de início e fim da transformação bainítica são maiores. Além disso, em taxas mais rápidas conseqüentemente o intervalo entre as temperaturas de início e fim será maior. Entretanto,

apesar das deflexões relacionadas a transformação bainítica (amostras resfriadas a 10°C/s, 4 °C/s, 3 °C/s, 2 °C/s e 1 °C/s) se encontrarem em diferentes temperaturas do diagrama, o formato delas é similar.

No experimento da amostra que foi austenitizada a 1210°C e resfriada a uma taxa de resfriamento de 20°C/s na Figura 23, a deflexão na curva de expansão tem um formato mais acentuado, diferente das demais, isto se deve ao fato de que nesta taxa de resfriamento, conforme o diagrama CCT do material, ocorre a transformação martensítica. Portanto, como a cinética de transformação da martensita é diferente da transformação da bainita, a suas deflexões têm formatos diferentes. Além disso, a variação dimensional originada da transformação martensítica é maior, devido ao menor grau de empacotamento da sua estrutura cristalina, resultando em uma contração volumétrica maior durante a transformação, a qual será visualmente representada por um pico mais proeminente da deflexão.

Através do método descrito no capítulo 3.3.3, desenvolvido por HUNKEL, et. al., 2018, as temperaturas aproximadas de início e fim da transformação bainítica nos experimentos sem deformação foram determinadas através da análise das deflexões nas curvas dilatométricas e estão indicadas na Tabela 5:

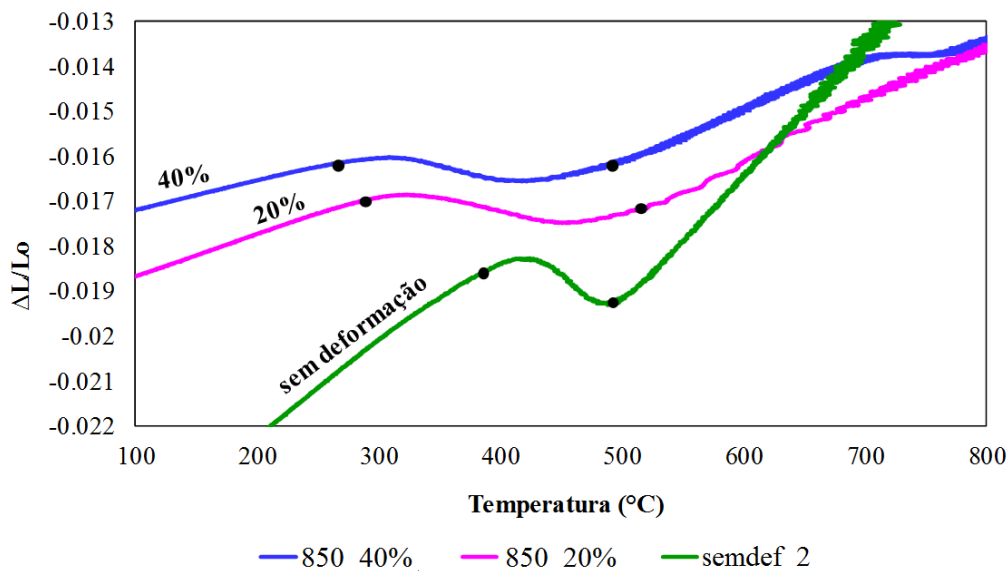
Tabela 5 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos sem deformação

Amostra	Transformação Bainítica	
	Início	Fim
semdef_20 (1)	437°C	307°C
semdef_20 (2)	404°C	292°C
semdef_10 (1)	431°C	287°C
semdef_10 (2)	440°C	294°C
semdef_4 (1)	481°C	343°C
semdef_4 (2)	503°C	360°C
semdef_3 (1)	488°C	365°C
semdef_3 (2)	490°C	365°C
semdef_2 (1)	494°C	385°C
semdef_2 (2)	503°C	388°C
semdef_1 (1)	517°C	420°C
semdef_1 (2)	515°C	420°C

(Fonte: Autor)

Nos experimentos com aplicação de carga de compressão três variáveis de processo foram exploradas para avaliar a influência de cada uma na cinética da transformação bainítica: grau de deformação, temperatura de deformação e taxa de resfriamento. Na Figura 24 estão expostas as curvas dilatométricas para amostras que foram austenitizadas a 1210°C e resfriadas a uma taxa de 2°C/s, variando o grau de deformação em 0%, 20% e 40% de deformação em relação ao comprimento inicial. As curvas permitem avaliar o efeito do grau de deformação aplicado nas temperaturas de início e fim da transformação bainítica, pela análise das deflexões, que estão demarcadas pelos pontos posicionados nas curvas.

Figura 24 Curvas de Expansão – Experimentos com deformação (influência do grau de deformação).



(Fonte: Autor)

A análise das curvas dos experimentos com e sem deformação indica que apesar da transformação bainítica iniciar em temperaturas aproximadas nas 3 condições, 40% e 20% de deformação em relação ao comprimento inicial e sem deformação, o intervalo em que esta transição ocorre é diferente. Enquanto a transformação bainítica no experimento sem deformação ocorreu em um intervalo de temperaturas de aproximadamente 110°C durante 55 segundos, a transformação de fase nos experimentos com compressão ocorreu no dobro de tempo, em um intervalo de temperaturas de 220°C, sugerindo um atraso na transformação microestrutural resultante da deformação. As temperaturas finais de transformação nas amostras que foram deformadas são aproximadamente 100°C mais baixas que a temperatura final de transformação da amostra sem deformação, essas

temperaturas inferiores encontram-se em um intervalo de temperaturas que caracteriza o campo martensítico de acordo com o diagrama CCT deste material. As temperaturas aproximadas de início e fim para os experimentos ilustrados na Figura 24 estão descritas na Tabela 6.

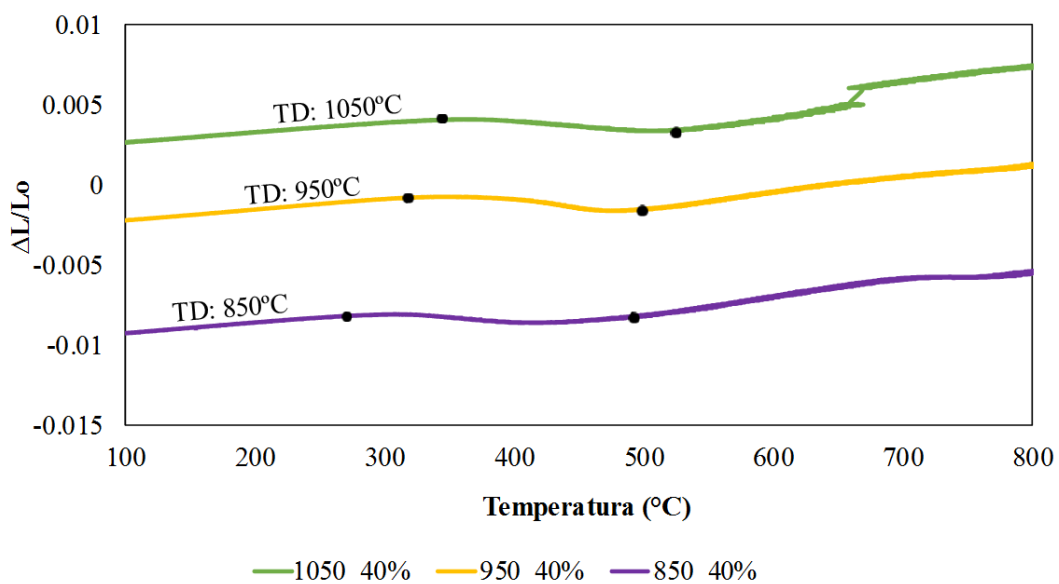
Tabela 6 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos com deformação (influência do grau de deformação)

Amostra	Transformação Bainítica	
	Início	Fim
850_40% (1)	491°C	271°C
850_20% (2)	514°C	290°C
s1210_2b	503°C	388°C

(Fonte: Autor)

Avaliou-se também, através da análise das curvas dilatométricas dos experimentos, a influência das diferentes temperaturas em que a deformação foi aplicada na cinética da transformação microestrutural. Nas Figura 25 e Figura 26, as curvas dilatométricas de amostras que foram austenitizadas na mesma temperatura de 1210°C e deformadas com o mesmo grau de redução estão ilustradas, e entre os pontos as deflexões que indicam as temperaturas em que ocorreram transformações microestruturais foram destacadas.

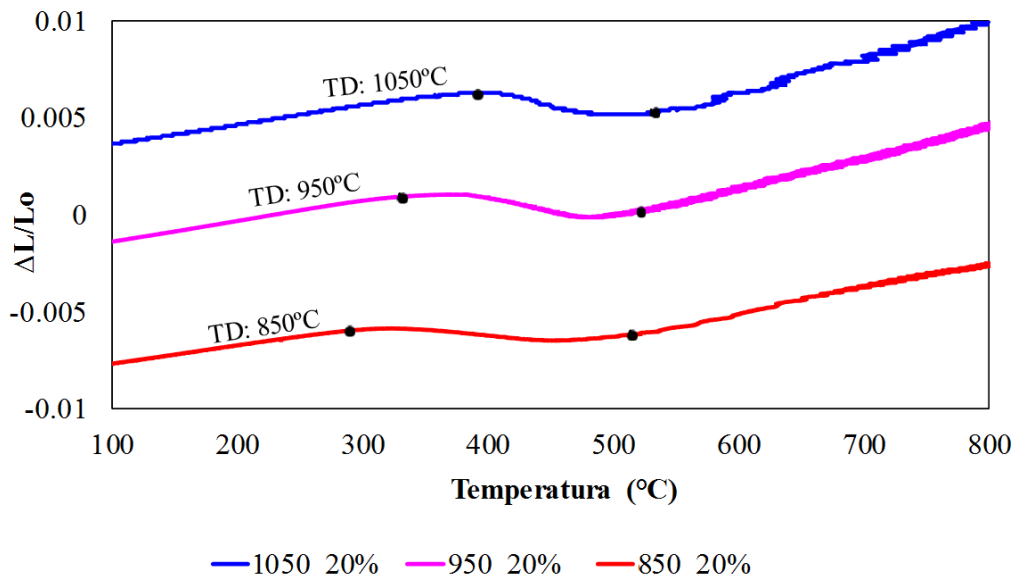
Figura 25 Curvas de Expansão - Experimentos com 40% de deformação (influência da temperatura de deformação).



(Fonte: Autor)

Nestes experimentos variou-se a temperatura em que foi realizada a compressão, entre 1050°C, 950°C e 850°C. Percebe-se que o atraso na transformação bainítica, observado nas amostras deformadas da Figura 23, resultante da deformação, foi reduzido com o aumento da temperatura de deformação, nas amostras deformadas a 1050°C e a 950°C. A temperatura de fim da transformação microestrutural das amostras que foram deformadas em temperaturas mais elevadas encontra-se dentro do campo bainítico, diferentemente da temperatura final de transformação da amostra deformada a 850°C, que está inserida no campo martensítico de acordo com a CCT do material, Figura 9.

Figura 26 Curvas de Expansão - Experimentos com 20% de deformação (influência da temperatura de deformação).



(Fonte: Autor)

Na Tabela 7 estão indicadas as temperaturas de transformação dos experimentos com variação da temperatura de deformação. Os valores da tabela mostram que o aumento das temperaturas de deformação influencia diretamente as temperaturas de transformação, sendo estas mais elevadas. Conforme foi mostrado nas curvas da Figura 25 e da Figura 26, a transformação que ocorre durante o resfriamento das amostras que foram deformadas a 850°C inicia-se em uma temperatura mais baixa e termina em temperaturas inferiores dentro do campo martensítico. Por outro lado, as amostras deformadas em temperaturas maiores, têm seu intervalo de temperaturas de

transformação inserido no campo bainítico para esse material de acordo com o diagrama CCT, Figura 9.

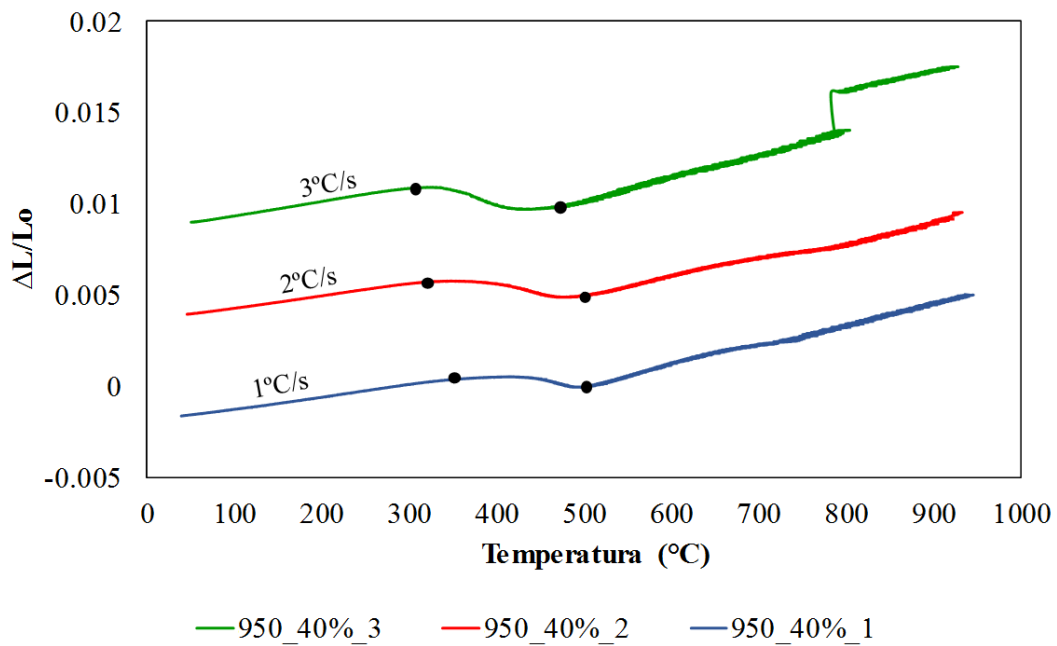
Tabela 7 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos com deformação (influência da temperatura de deformação).

Amostra	Transformação Bainítica	
	Início	Fim
1050_20%	531°C	390°C
950_20%	520°C	330°C
850_20%	514°C	290°C
1050_40%	525°C	347°C
950_40%	500°C	317°C
850_40%	491°C	271°C

(Fonte: Autor)

Nos experimentos com deformação também foram realizadas combinações de diferentes taxas de resfriamento para avaliar o efeito dessa variação na cinética da transformação microestrutural após a deformação com o intuito de validar as mesmas condições que foram observadas nos experimentos sem deformação.

Figura 27 Curvas de Expansão - Experimentos com Deformação de 40% (influência da taxa de resfriamento).

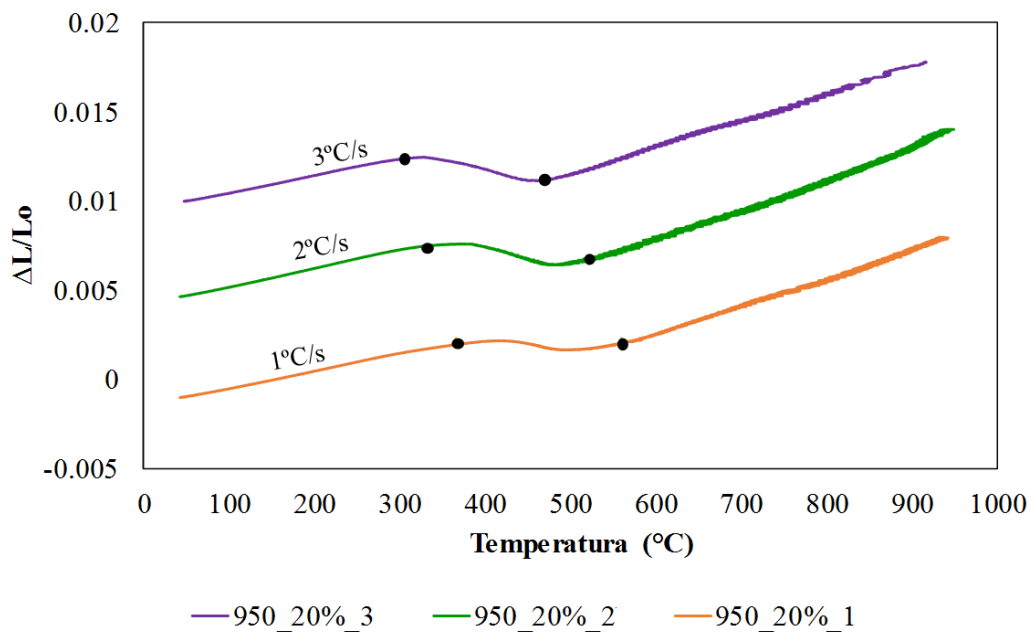


(Fonte: Autor)

Na Figura 27, as curvas dilatométricas para amostras que foram austenitizadas a 1210°C, deformadas 40% em relação ao seu comprimento inicial a 950°C, e resfriadas em três diferentes taxas de resfriamento, 3°C/s, 2°C/s e 1°C/s, estão expostas. O intervalo de temperaturas em que as deflexões se encontram nas curvas, demarcado pelos pontos, é muito semelhante nos três ensaios. No entanto percebe-se que com o decréscimo da taxa de resfriamento, a transformação microestrutural é finalizada em temperaturas mais altas.

Observa-se a mesma condição que resulta em temperaturas de transformação mais altas com a redução da taxa de resfriamento nas curvas expostas na Figura 28, resultantes de experimentos com a mesma temperatura de austenitização de 1210°C, 20% de grau de deformação realizada a 950°C e três diferentes velocidades empregadas no resfriamento contínuo: 3°C/s, 2°C/s e 1°C/s. Embora as diferenças sejam mínimas, está tendência é bem evidente e pode ser validada pelas temperaturas de início e fim de transformação microestrutural indicadas na Tabela 8.

Figura 28 Curvas de Expansão - Experimentos com Deformação de 20% (influência da taxa de resfriamento).



(Fonte: Autor)

Tabela 8 Temperaturas de transformação bainítica para os experimentos com deformação (influência da taxa de resfriamento).

Amostra	Transformação Bainítica	
	Início	Fim
950_20%_3	489°C	320°C
950_40%_3	470°C	304°C
950_20%_2	520°C	330°C
950_40%_2	485°C	316°C
950_20%_1	560°C	366°C
950_40%_1	491°C	377°C

(Fonte: Autor)

5.2. ANÁLISE METALOGRAFICA

No presente capítulo as imagens de metalografia das amostras ensaiadas no dilatômetro obtidas por microscopia óptica foram analisadas para determinação dos microconstituintes obtidos e suas morfologias.

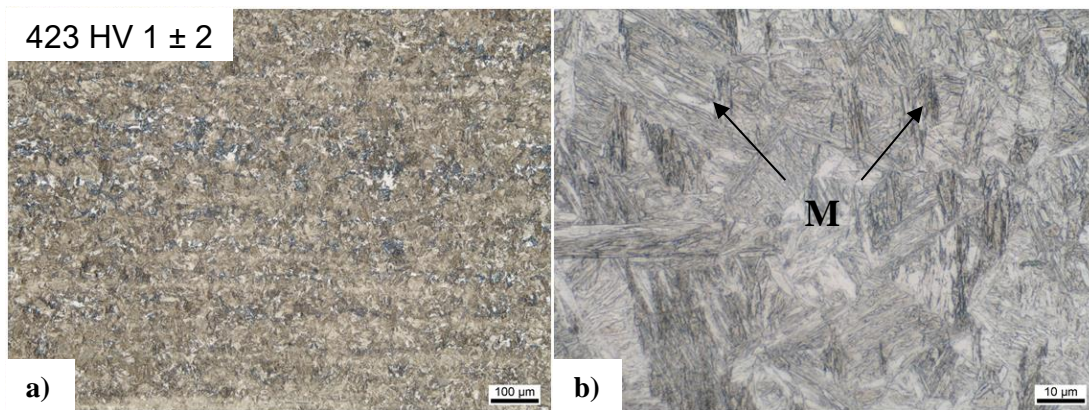
5.2.1. Ensaios Isotérmicos

O objetivo principal do trabalho é determinar a influência da variação de diferentes parâmetros de processo no processamento termomecânico de um aço bainítico utilizando resfriamento contínuo e assim determinar uma faixa ótima de processamento. Entretanto para caracterizar a morfologia dos microconstituintes desse aço, foram realizados ensaios isotérmicos com e sem deformação.

Nos ensaios isotérmicos sem aplicação da carga de compressão as amostras foram aquecidas em duas temperaturas diferentes, 850°C e 870°C, mantidas nessas temperaturas por vinte minutos e então resfriadas em duas taxas de resfriamento, uma taxa rápida de 20°C/s para obtenção da microestrutura martensítica, e uma taxa lenta de 1°C/s para obtenção da microestrutura bainítica.

A Figura 29 apresenta a microestrutura da amostra que foi aquecida até a temperatura de 850°C e resfriada a 20°C/s. As condições do ensaio e o valor de dureza elevado de 423HV indicam a presença preponderante de microestrutura martensítica, indicada pela letra “M” na imagem, a qual é caracterizada pela morfologia de feixes que pode ser observada abaixo.

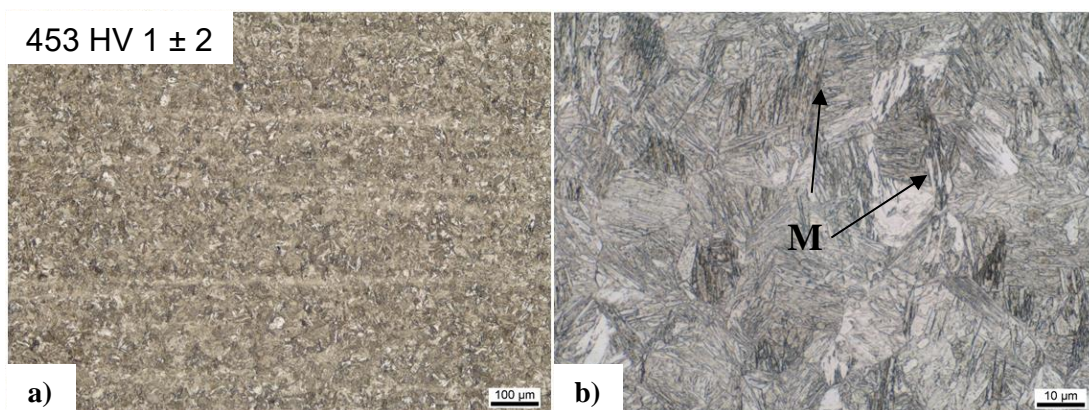
Figura 29 Metalografia da amostra iso_850_20.



(Fonte: Autor)

A Figura 30 apresenta a microestrutura da amostra que foi aquecida até a temperatura de 870°C e após o tempo de encharque de 20 minutos resfriada a uma taxa de resfriamento rápida de 20°C/s. Devido o resfriamento rápido a composição da amostra também apresentou microestrutura martensítica, indicada pela letra “M”, caracterizada pela morfologia de feixes. Entretanto, nessa amostra os feixes são de menor comprimento do que os feixes observados na amostra da Figura 27, visto que se obteve uma microestrutura mais refinada neste ensaio, como pode-se observar na imagem com escala de 100μm, resultando em um valor de dureza ainda maior, 453HV.

Figura 30 Metalografia da amostra iso_870_20.

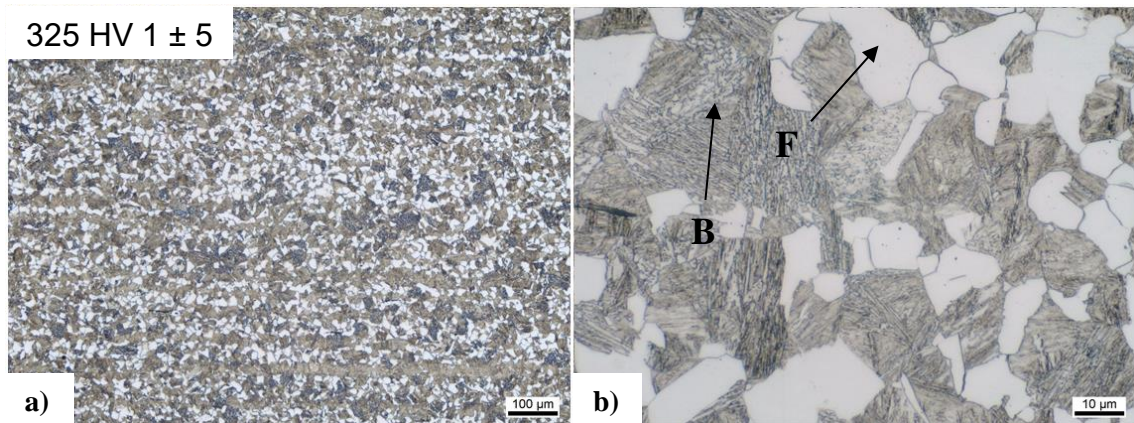


(Fonte: Autor)

A microestrutura apresentada na Figura 31 foram obtidas da amostra que foi submetida a um ensaio isotérmico com temperatura de aquecimento de 850°C e taxa de resfriamento de 1°C/s. A taxa de resfriamento de 1°C/s resulta em microestrutura bainítica, indicada pela letra “B” que é caracterizada por um valor de dureza de 325HV,

valor inferior ao das amostras que apresentaram martensita, 423HV. A bainita nesse aço apresenta morfologia granular distribuída em placas. A amostra também exibiu ferrita, indicada pela letra “F” em sua composição, microconstituente que é identificado pelas regiões brancas entre as placas de bainita.

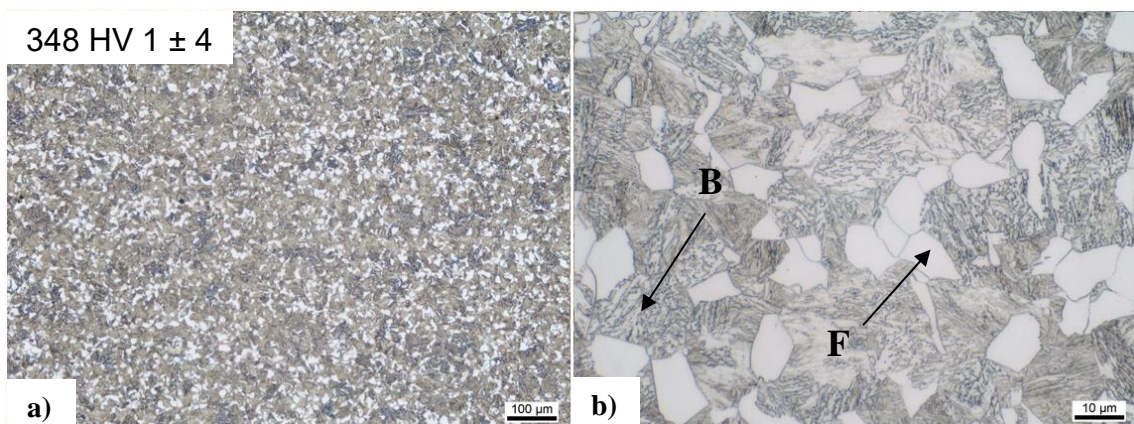
Figura 31 Metalografia da amostra iso_850_1.



(Fonte: Autor)

O ensaio isotérmico com temperatura de aquecimento de 870°C e resfriamento a uma taxa de 1°C/s, ao qual a amostra iso_870_1 foi submetida, produziu a microestrutura apresentada na Figura 32. O resfriamento lento resultou em bainita granular, indicada pela letra “B” e teor de ferrita, apontado pela letra “F” nas áreas brancas. A temperatura mais alta de aquecimento, 870°C, proporcionou novamente uma microestrutura mais refinada que reflete em valores de dureza maiores, 348HV.

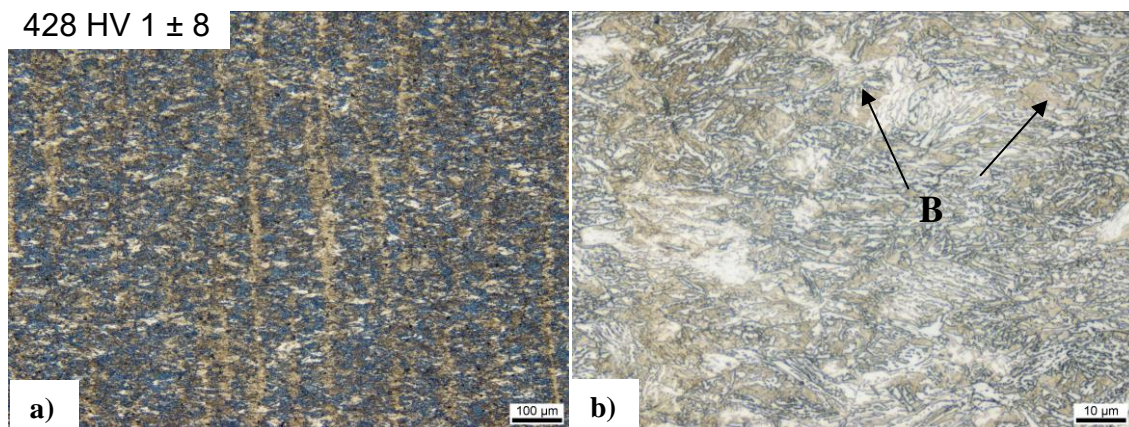
Figura 32 Metalografia da amostra iso_870_1.



(Fonte: Autor)

A Figura 33 apresenta a microestrutura da amostra submetida ao tratamento isotérmico com deformação. A amostra iso_500_30% foi austenitizada a uma temperatura de 950°C, resfriada a uma taxa de 5°C/s até a temperatura isotérmica de 500°C, na qual foi mantida por 30 minutos. Na temperatura isotérmica foi aplicada a carga de compressão de 30% em relação ao comprimento original e após o tempo de encharque iniciou-se o resfriamento, até a temperatura ambiente, a uma taxa lenta de 3°C/s. Obteve-se predominantemente microestrutura bainítica resultante do elevado período de tempo em que a amostra permaneceu na temperatura de 500°C que pertence ao campo bainítico. A bainita apresentou morfologia granular constituída de placas, a qual está indicada pela letra “B” na Figura 33. A dureza de 428HV é superior a dureza característica da bainita, isso porque a microestrutura foi submetida aos mecanismos de refino de grão resultantes do incremento da deformação. Além disso, na imagem com escala de 100µm é possível identificar bandas de segregação verticais resultantes da deformação e que também possuem valores de dureza mais elevados.

Figura 33 Metalografia da amostra iso_500_30%.

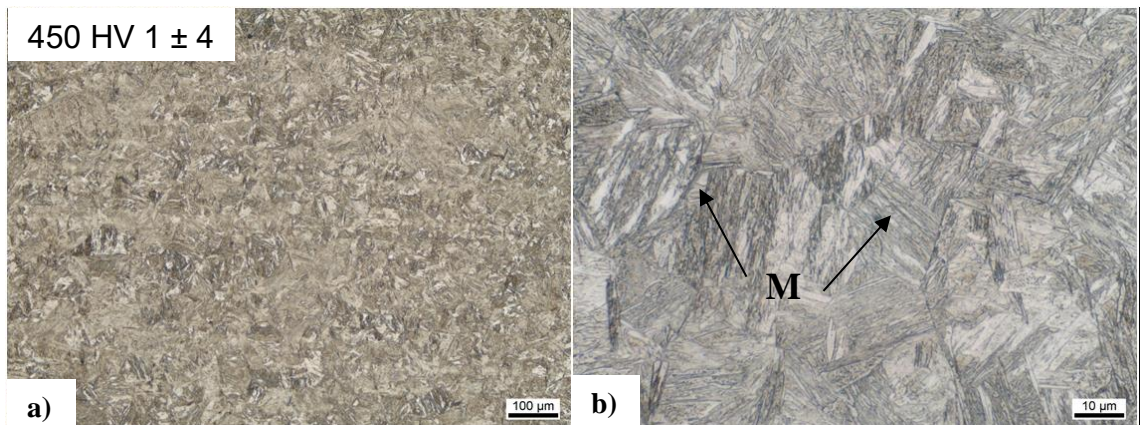


(Fonte: Autor)

5.2.2. Ensaio sem deformação e resfriamento contínuo

Na Figura 34, a microestrutura da amostra austenitizada a 1210°C e resfriada rapidamente, a uma taxa contínua de 20°C/s, pode ser observada. Confirmando o que previamente sugerido pelo o diagrama CCT do material para resfriamento rápido, a microestrutura apresenta predominantemente martensita em sua composição, apontada na Figura 34 pela letra “M”. Esse microconstituente é caracterizado pela morfologia em formato de feixes e elevados valores de dureza, como pode ser observado a seguir:

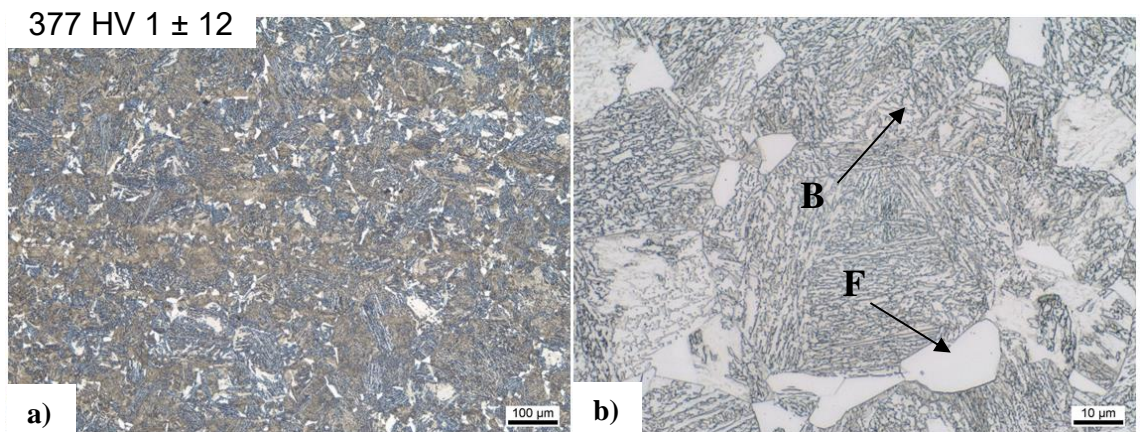
Figura 34 Metalografia da amostra semdef_20.



(Fonte: Autor)

Na Figura 35, a microestrutura de uma amostra resfriada a 2°C/s, é apresentada. A morfologia predominante tem aspecto granular que caracteriza a microestrutura bainítica, indicada pela letra “B” e possui também teor de ferrita caracterizado pelas regiões brancas indicadas pela letra “F”. A morfologia juntamente com o valor de dureza mais baixo validam o diagrama CCT do material que determina transformação bainítica em amostras resfriadas a uma taxa de resfriamento contínuo de 2°C/s.

Figura 35 Metalografia da amostra semdef_2.



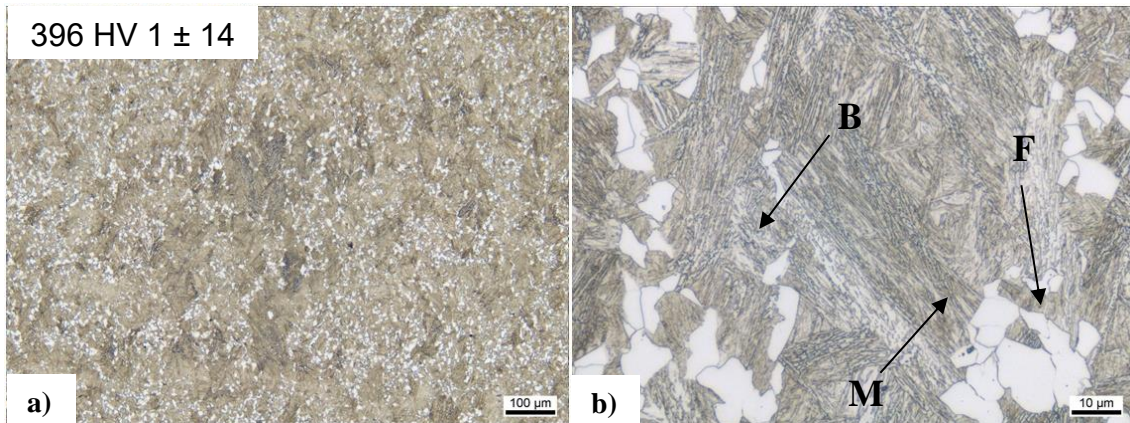
(Fonte: Autor)

5.2.3. Ensaio com deformação e resfriamento contínuo

A metalografia mostrada na Figura 36 foi obtida a partir da amostra austenitizada a 1210°C, deformada 40% em relação ao comprimento original a 1050°C e então resfriada continuamente até a temperatura ambiente a uma taxa de 2°C/s. Como a deformação foi realizada em uma temperatura mais elevada, os efeitos dos seus mecanismos de refino de

grão não são tão evidentes. A amostra apresenta uma microestrutura mista, com morfologia granular que caracteriza a bainita, apontada pela letra “B”, morfologia de feixes, que caracterizam a martensita, indicada pela letra “M” e teor de ferrita, identificado nas áreas brancas pela letra “F”. A presença dos dois microconstituintes, bainita e martensita, resultam no valor de dureza de 396HV.

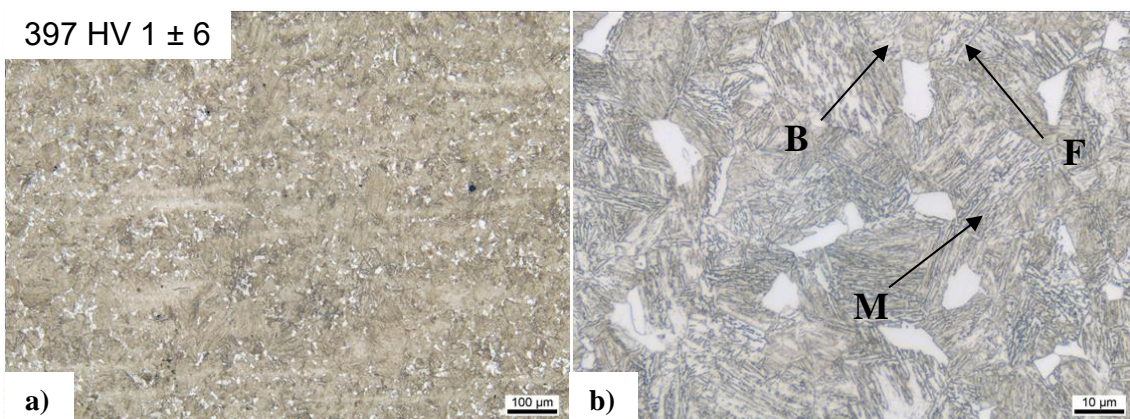
Figura 36 Metalografia da amostra 1050_40%.



(Fonte: Autor)

A metalografia da amostra 950_40%_2 que foi austenitizada a 1210°C, deformação de 40% a 950°C e resfriada a 2°C/s é mostrada na Figura 37. Assim como ocorreu na microestrutura na Figura 36, percebe-se a presença de uma microestrutura mista: bainita granular, “B” entre os feixes de martensita, “M”, e placas de ferrita, “F”, distribuídas na composição. Entretanto, observa-se que a deformação realizada em uma temperatura mais baixa resultou em uma microestrutura um pouco mais refinada. A presença dos diferentes microconstituintes resultou novamente em um valor de dureza de 397HV.

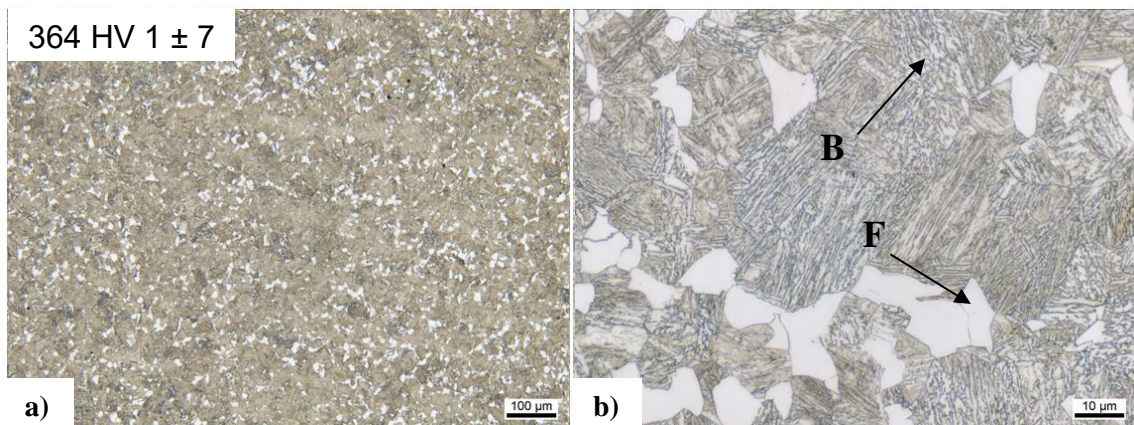
Figura 37 Metalografia da amostra 950_40%_2.



(Fonte: Autor)

O ensaio com temperatura de austenitização de 1210°C, deformação de 40% a 950°C e taxa de resfriamento contínuo de 1°C/s resultou na microestrutura apresentada na Figura 38. Uma temperatura de deformação intermediária e o resfriamento lento favoreceram a transformação bainítica mesmo com o grau de deformação elevado. Observa-se na metalografia a morfologia granular da bainita, apontada pela letra “B”, e as áreas brancas compostas por ferrita, indicadas pela letra “F”, microconstituintes caracterizados pelo valor de dureza mais baixo de 364HV.

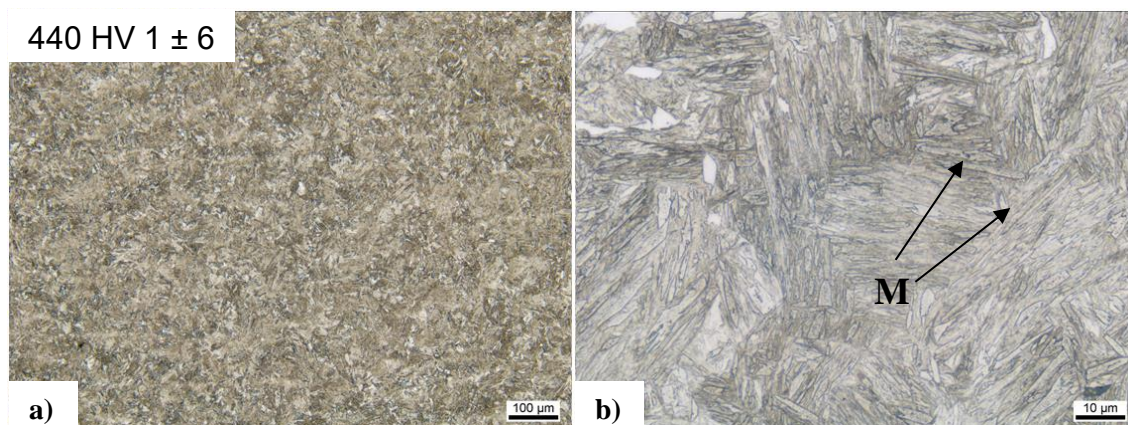
Figura 38 Metalografia da amostra 950_40%_1.



(Fonte: Autor)

Na Figura 39, a metalografia da amostra que foi deformada 40% em uma temperatura mais baixa de 850°C e então resfriada a 2°C/s, é apresentada. Como foi discutido no capítulo anterior, o incremento da deformação em temperaturas inferiores potencializa os efeitos dos seus mecanismos, como estabilização mecânica e refino do grão. Portanto, quando a compressão é realizada na temperatura de 850°C a transformação bainítica é atrasada e impedida de acontecer com o andamento do resfriamento contínuo, favorecendo o início da transformação martensítica. Isso pode ser confirmado pela morfologia em formato de feixes característica da martensita, indicada pela letra “M”, juntamente com o elevado valor de dureza de 440HV.

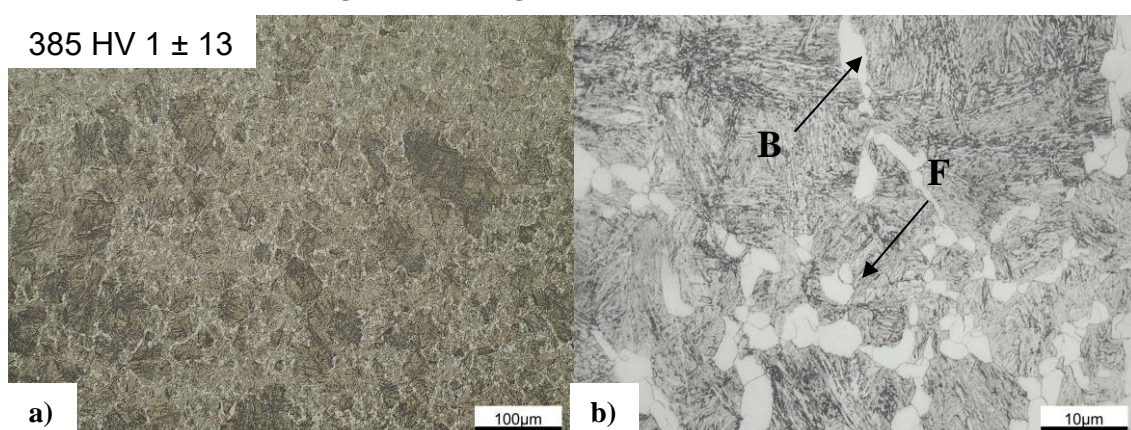
Figura 39 Metalografia da amostra 850_40%.



(Fonte: Autor)

Por outro lado, percebe-se na Figura 40, que mostra a microestrutura da amostra que foi deformada também a 850°C, mas em um grau de deformação menor, de 20%, que a redução da deformação minimizou os seus efeitos. Um grau de deformação menor não foi capaz de atrasar a transformação bainítica, como foi observado na amostra da Figura 39. Portanto, a amostra 850_20% apresenta morfologia granular, característica da bainita, apontada pela letra “B” na metalografia, o que está de acordo com os parâmetros de resfriamento do ensaio, que utilizou a taxa lenta de 2°C/s. Além disso observa-se ferrita, identificada nas áreas brancas pela letra “F”, e o valor de dureza um pouco superior ao característico da bainita é resultante do incremento da deformação.

Figura 40 Metalografia da amostra 850_20%.



(Fonte: Autor)

5.3. MEDIÇÕES DE MICRODUREZA

Conforme descrito no Capítulo 6.5, foram realizadas medições de dureza em 15 corpos de prova processados em diferentes condições. Na Tabela 9 abaixo seguem os

valores médios de dureza Vickers – HV obtidos a partir das 5 indentações realizadas em cada amostra, e o desvio padrão são apresentadas.

Tabela 9 Medições de Microdureza

Amostras	1 - HV	2 - HV	3 - HV	4 - HV	5 - HV	HV - Média	Desvio
semdef_20	447	455	447	453	449	450,2	3,63
semdef_1	333	346	357	344	356	347,2	9,83
iso_870_20	451	454	455	451	453	452,8	1,78
iso_870_1	353	347	350	343	346	347,8	3,83
iso_850_20	422	420	425	425	423	423	2,12
iso_850_1	324	324	324	324	330	325,2	2,68
iso_500_30%	423	427	420	428	441	428	8,04
1050_20%	378	363	365	363	359	365,5	7,18
1050_40%	397	386	421	393	385	396,4	14,62
950_20%_2	378	365	372	380	381	375,2	6,66
950_40%_2	406	398	398	396	388	397,2	6,41
950_20%_1	350	351	370	358	345	354,7	10,02
950_40%_1	361	370	368	354	369	364,4	6,80
850_20%	393	361	383	395	378	381,2	13,52
850_40%	445	438	437	432	447	439,8	6,14

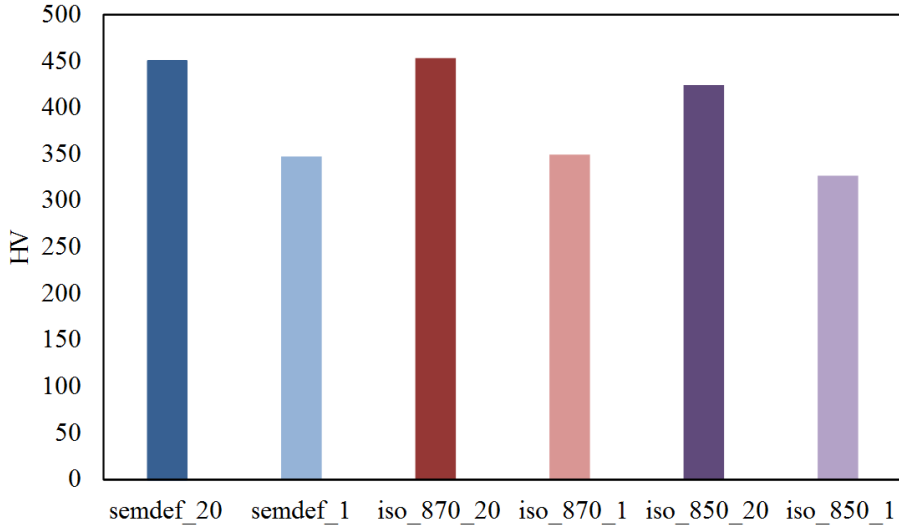
(Fonte: Autor)

Através dos resultados acima é possível analisar os efeitos da taxa de resfriamento contínuo, temperatura de deformação e grau de deformação nos perfis de dureza do componente.

Primeiramente, nos ensaios sem deformação verifica-se que as amostras que apresentaram maiores valores de dureza foram as resfriadas em taxas maiores de resfriamento contínuo: a amostra austenitizada a 1210°C e resfriada a 20°C/s (semdef_20) possui maior dureza que a amostra ensaiada nas mesmas condições e resfriada a 1°C/s (semdef_1); as amostras ensaiadas isotermicamente a 870°C e 850°C e resfriadas a 20°C/s (iso_870_20 e iso_850_20) também possuem maiores valores de dureza se comparadas com as amostras submetidas às mesmas temperaturas isotérmicas, porém resfriadas a 1°C/s (iso_870_1 e iso_850_1). Observa-se essa tendência nos valores de dureza quando se acelera o processo de resfriamento porque em taxas mais rápidas obtêm-se a microestrutura martensítica, a qual é caracterizada por elevada dureza. Esse comportamento de redução da dureza associado a redução da taxa de resfriamento

resultou em uma redução aproximada de 100HV em ensaios de resfriamento contínuo e nos experimentos isotérmicos e está ilustrado na Figura 41.

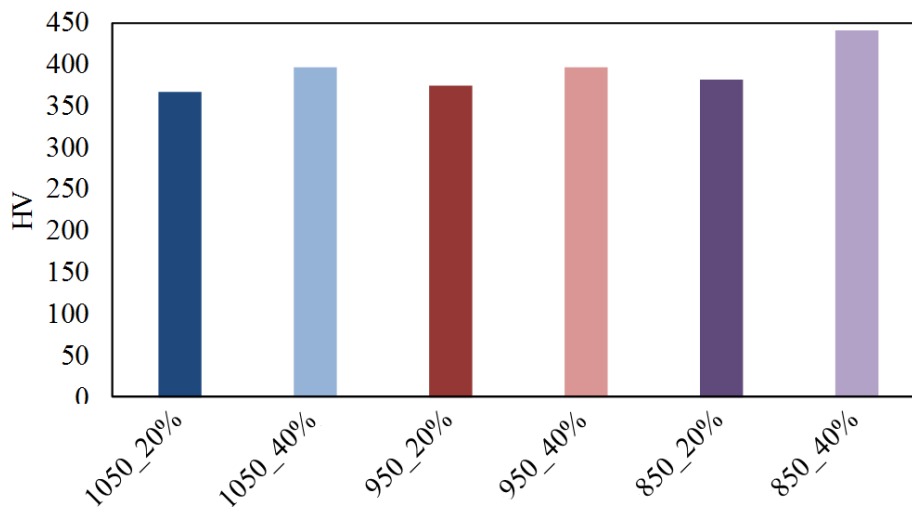
Figura 41 Resultados de dureza - influência da taxa de resfriamento.



(Fonte: Autor)

Na Figura 42 observa-se a influência do aumento do grau de deformação no perfil de dureza do material. Nas 3 condições de temperatura de deformação, o aumento de 20% no grau de redução da amostra em relação ao seu comprimento original resultou em um aumento no valor de dureza. Esse aumento é justificado pelo refino do grão resultante da deformação e também pela presença da microestrutura martensítica, observada nas amostras que foram deformadas 40%, como foi mostrado no capítulo anterior.

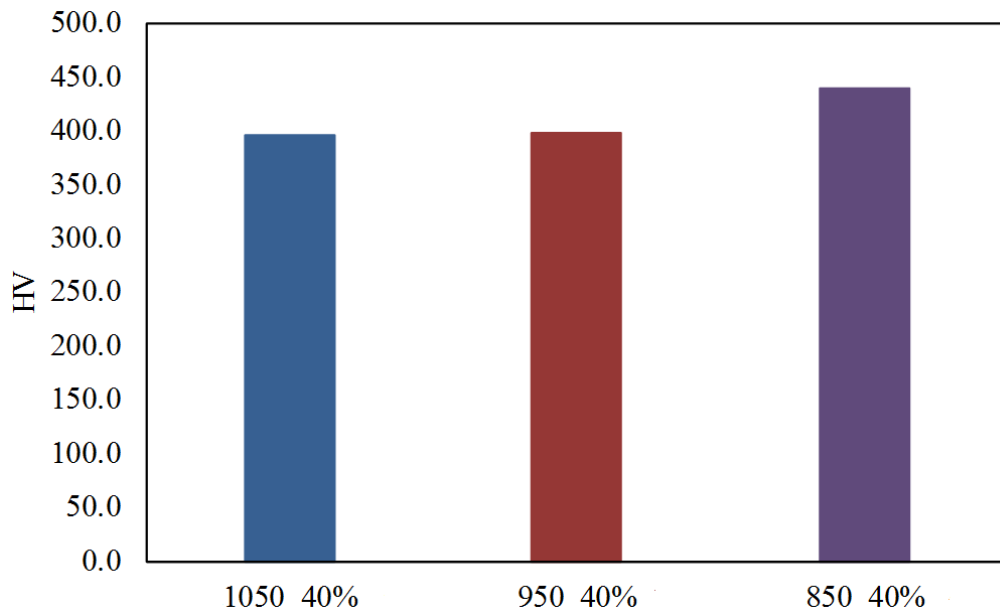
Figura 42 Resultados de dureza - influência do grau de deformação.



(Fonte: Autor)

Como foi discutido anteriormente, a temperatura em que a compressão é realizada exerce importante influência na microestrutura resultante do processamento termomecânico. Sabe-se que o incremento de uma deformação é responsável por desencadear uma série de mecanismos que afetam as transformações da austenita, os quais são potencializados quando a deformação é aplicada em temperaturas mais baixas.

Figura 43 Resultados de dureza - influência da temperatura de deformação.



(Fonte: Autor)

Na Figura 43 são mostrados os resultados de dureza considerando os efeitos das diferentes temperaturas de deformação. Em temperaturas mais altas, 1050°C e 950°C, os mecanismos resultantes da deformação foram minimizados possibilitando que a transformação bainítica ocorresse, portanto, as amostras apresentaram valor de dureza médio de 397HV, característico da bainita deformada. Por outro lado, na amostra que foi deformada a 850°C a transformação bainítica foi atrasada e substituída pela transformação martensítica, assim a presença da martensita resultou em um componente muito mais duro, com dureza aproximada de 440HV.

6. DISCUSSÕES

No presente capítulo os resultados dos experimentos de dilatométrica juntamente com as análises das microestruturas e os valores obtidos nas medições de dureza foram discutidos.

A estrutura da discussão dos resultados será através de três abordagens para análise dos parâmetros de processo: influência das taxas de resfriamento, dos graus de deformação e das temperaturas de deformação.

6.1. TAXA DE RESFRIAMENTO

O aço bainítico 18MnCrSiMo64, objeto de estudo deste trabalho, foi fornecido pelo fabricante com seu diagrama CCT (Figura 9) já construído, a partir de uma temperatura de austenitização de 1210°C e início do resfriamento contínuo a 850°C. Desta forma, seis diferentes taxas de resfriamento contínuo foram replicadas com os mesmos parâmetros de aquecimento indicados no diagrama para validação do mesmo, certificação da técnica de dilatométrica utilizada e conhecimento da morfologia dos diferentes microconstituintes formados em diferentes condições de resfriamento.

A análise das curvas dilatométricas para os experimentos sem deformação e diferentes taxas de resfriamento permitiu definir os microconstituintes formados pela determinação dos pontos da deflexão. Nos experimentos em que a taxa de resfriamento foi mais rápida, 20°C/s, a deflexão da curva dilatométrica encontra-se em um intervalo de temperaturas mais baixas, o que caracteriza uma microestrutura mais refinada. Além disso, o formato da deflexão é mais acentuado do que as deflexões nos experimentos em que o resfriamento foi mais lento, isso porque a martensita, microconstituente formado nessas condições de resfriamento rápido, tem um grau de empacotamento elevado, o que reflete em uma contração térmica maior durante a sua transformação comparando com a contração térmica resultante da transformação bainítica. (CASARIN, 1996). A presença da martensita nas amostras resfriadas a 20°C/s também foi confirmada pela morfologia característica no formato de feixes (MAKI, 2012) e pelo elevado valor de dureza.

Por outro lado, em uma ampla faixa de taxas de resfriamento mais lentas, de 10°C/s a 1°C/s obteve-se a microestrutura bainítica. Observa-se um aumento das temperaturas do intervalo em que as deflexões das curvas dilatométricas estão inseridas quando a taxa de resfriamento é reduzida. Ou seja, em taxas mais lentas, de 2°C/s e 1°C/s, a bainita se formou em temperaturas mais altas o que resultou em uma

microestrutura menos refinada e conseqüentemente um valor de microdureza menor, 347HV (GOLLING, et. al., 2015). Sabe-se que o amplo intervalo de taxas de resfriamento contínuo em que é possível que ocorra transformação bainítica permite a obtenção desse microconstituente em variadas morfologias. A bainita obtida neste aço pode ser caracterizada como bainita granular, a qual é identificada na literatura como a bainita que se forma especificamente em taxas de resfriamento lentas, a partir de 2°C/s (BRAMFITT & SPEER, 1990).

A taxa de resfriamento contínuo também influenciou diretamente no teor de ferrita do material. As amostras que foram resfriadas a 1°C/s, que correspondem as curvas à esquerda do diagrama CCT, permaneceram no intervalo de temperaturas que caracteriza o campo ferrítico por mais tempo, portanto apresentam teor de ferrita maior em sua composição, indicado pelas áreas brancas nas metalografias. O aumento no teor de ferrita é responsável pela diminuição da resistência mecânica e dureza do material (WANG, et. al., 2018). A microestrutura mista composta de bainita e ferrita apresenta baixa resistência à pequenas deformações plásticas, logo elevados teores de ferrita são indesejáveis na microestrutura do aço bainítico (GOLLING, et. al., 2015).

6.2. GRAU DE DEFORMAÇÃO

A análise das curvas dilatométricas para diferentes graus de deformação, Figura 24, permite determinar que o incremento da deformação exerce importante influência na cinética da transformação do aço bainítico. Considerando que nos três experimentos, 40% e 20% de deformação e sem deformação, a temperatura de início da transformação de fase é semelhante, a temperatura em que a transformação de fase termina é aproximadamente 100°C menor nos experimentos com deformação. Nesses casos, deflexões de maior comprimento se estendem até temperaturas inferiores às menores temperaturas do campo bainítico indicadas pela CCT do material. Assim sugere-se que a transformação martensítica, proveniente da austenita não transformada, inicia-se antes da transformação bainítica ser finalizada.

Além da temperatura final da transformação de fase, indicada pelo fim da deflexão nas curvas de expansão, as imagens da microestrutura, obtida por microscópio óptico, e os valores superiores de dureza, 385HV e 440HV, também indicam a presença da microestrutura martensítica nas amostras que foram comprimidas, Figura 39 e Figura 40. Entretanto a amostra submetida a deformação de 20%, apresenta também bainita e ferrita, caracterizando uma microestrutura mista.

Por outro lado, a amostra sem deformação mostrada na Figura 35 apresenta morfologia e valor de dureza característico da microestrutura bainítica granular resultante de taxas de resfriamento mais lentas, além de teor de ferrita, que reduz o valor de dureza da amostra, 377HV.

De acordo com o diagrama CCT do aço bainítico, Figura 9, a transformação martensítica ocorre apenas quando o material é resfriado em taxas mais rápidas, a partir de 10°C/s. Entretanto, verifica-se nos resultados, que a transformação martensítica foi favorecida com o aumento da deformação relativa do componente.

A morfologia da martensita, a qual exibe formato de ripas, apresenta valores de dureza mais altos que a microestrutura bainítica. Por outro lado, quando se visa melhoria em propriedades mecânicas como a tenacidade, uma microestrutura pura composta somente por bainita apresenta melhores resultados (CABALLERO, et. al., 2011). Com relação a estas diferenças entre as propriedades mecânicas dos diferentes microconstituintes, entender como os mecanismos da deformação influenciam a cinética das transformações microestruturais é de extrema relevância.

Observa-se que o aumento do grau de deformação dificultou a cinética da transformação bainítica, favorecendo a transformação martensítica com o andamento do resfriamento contínuo. Os efeitos da compressão prévia da austenita na transformação bainítica apresentam-se na literatura em duas abordagens opostas: na primeira a transformação bainítica é auxiliada pela força aplicada, enquanto na outra, a estabilização mecânica da austenita inibe as transformações microestruturais para obtenção da bainita. Na primeira abordagem, as tensões externas aceleram a transformação bainítica e favorecem o desenvolvimento de certas variantes cristalográficas da bainita. Geralmente, observa-se esse comportamento em aços bainíticos com ultrabaixo teor de carbono, nos quais a austenita deformada se transforma em bainita em temperaturas mais altas do que a austenita não deformada, durante a etapa de resfriamento contínuo (CHIOU, et. al., 2001).

Por outro lado, em outros estudos uma tendência diferente acerca da estabilização mecânica da austenita é apresentada. Em aços que possuem temperabilidade suficiente para realizar a transformação bainítica sem interferências externas ou adição de reações difusionais, uma amostra com austenita deformada produz um menor teor de bainita quando comparada a uma amostra sem deformação. Em um estudo realizado por YANG et. al., 1996, analisou-se a cinética da transformação de fase de um aço bainítico por dilatométrica através da variação das temperaturas

isotérmicas e dos graus de deformação. As curvas de expansão em relação ao tempo dos ensaios dilatométricos mostram uma redução na transformação bainítica com o aumento da deformação, mesma condição observada no presente estudo. Os resultados revelam que, embora a deformação da austenita introduza locais de nucleação mais heterogêneos que usualmente são resultantes de uma maior densidade de defeitos, os outros locais de nucleação potentes gerados pela nucleação simpática para estrutura de feixes de bainita são reduzidos e este último mecanismo de nucleação tem maior impacto na transformação bainítica.

A estabilização mecânica impede o crescimento da bainita quando a transformação ocorre em austenita que foi previamente deformada plasticamente, embora a taxa de nucleação heterogênea possa ser mais rápida. Isto porque cada núcleo conduz um baixo grau de transformação na austenita deformada e deste modo a austenita residual se transformará em martensita (SINGH & BHADSHIA, 1996) (HASE, et. al., 2004).

A deformação compressiva prévia da austenita no processamento termomecânico, além de promover a estabilização mecânica também influencia diretamente o refino do grão (YANG, et. al., 2004). A respeito deste mecanismo, MATSUZAKI e BHADSHIA em 1999 apresentaram as influências do tamanho do grão austenítico na cinética da transformação bainítica. Aços com diferentes composições químicas podem apresentar efeitos opostos do tamanho do grão austenítico na cinética da transformação da bainita e na morfologia da mesma. No estudo de MATSUZAKI e BHADSHIA, dois aços foram submetidos a diferentes ciclos térmicos a fim de se obter diferentes tamanhos do grão austenítico. No aço A, um aço baixo carbono média liga, com altos teores de Si e de Mn, composição semelhante a do aço 18MnCrSiMo64, o refino do grão austenítico reduziu a taxa da reação da bainita, já o contrário ocorreu no aço B, um aço alto carbono, no qual a taxa de reação da bainita acelera-se com o refino do grão austenítico. No aço A isto ocorreu porque a taxa de crescimento dos feixes de bainita é mais alta que a taxa de nucleação nos contornos do grão austenítico, logo a partir de um número limitado de pontos de nucleação, uma redução no tamanho do grão austenítico reduziu o volume total transformado por núcleo e conseqüentemente retarda a taxa da reação da bainita.

No estudo de MATSUZAKI e BHADSHIA as amostras foram resfriadas até temperaturas isotérmicas dentro do campo bainítico, portanto, por mais que a taxa da reação seja reduzida, ainda assim a transformação bainítica acontece, pois, o material

encontra-se em uma temperatura constante dentro do campo bainítico, transformando-se apenas em um intervalo de tempo maior. Por outro lado, no presente trabalho, as amostras foram resfriadas por resfriamento contínuo, desta forma uma taxa de reação mais lenta, em torno de 200s, significa que por mais que a transformação da bainita esteja atrasada a temperatura está reduzindo constantemente. O resfriamento faz com que as amostras atinjam temperaturas mais baixas, que estão dentro do campo martensítico, resultando então na transformação martensítica, transformação de fase em temperaturas inferiores. Portanto, sugere-se que o refino do grão da austenita resultante do aumento da deformação no processamento termomecânico das amostras juntamente com a estabilização mecânica promovida pela compressão, retardou a taxa da transformação bainítica e com a continuidade do resfriamento contínuo a austenita não transformada em bainita se transformou em martensita em temperaturas mais baixas, que apresenta valores de dureza mais elevados.

6.3. TEMPERATURA DE DEFORMAÇÃO

Observa-se pela análise dos resultados que a deformação retardou a transformação bainítica que com o andamento do resfriamento contínuo foi substituída pela transformação martensítica, que ocorre em temperaturas mais baixas e produz uma microestrutura mais dura e refinada. Em aplicações na indústria automotiva, de energia e aeronáutica componentes que possuem boa tenacidade são exigidos e nesses casos a bainita apresenta melhores resultados que a martensita (CABALLERO, 2011), portanto neste estudo objetiva-se definir uma melhor faixa de processamento para a produção da microestrutura bainítica. Logo, estudar diferentes condições de deformação para que os mecanismos resultantes da compressão sejam minimizados e possibilitem o andamento da transformação bainítica é de extrema importância.

Amostras austenitizadas na mesma temperatura (1210°C) e deformadas com o mesmo grau de redução (40%) e taxa de deformação (0,1 s⁻¹), apresentam características metalúrgicas, e consequentemente mecânicas, distintas quando se aplica a compressão em temperaturas diferentes. Na amostra em que a deformação foi realizada em uma temperatura mais baixa (850°C), a transformação de fase acontece em intervalos de tempo e de temperatura maiores. O início e o fim da transformação se dão em temperaturas mais baixas, sendo a temperatura final da transformação, inferior as temperaturas que limitam o campo bainítico, no diagrama CCT do material.

As amostras deformadas nas temperaturas mais altas de 1050°C e 950°C apresentam morfologia e valores de dureza característicos de microestrutura bainítica, 396HV e 397HV respectivamente, resultados que estão de acordo com os intervalos de temperatura de transformação de fase. A presença de microestrutura martensítica na amostra deformada na temperatura de 850°C é comprovada pela análise metalográfica realizada por microscopia óptica, a qual apresenta da morfologia distinta das demais no formato de feixes, valor de dureza mais elevado, 440HV, característico de microestrutura martensítica neste aço.

Assim como o grau de redução aplicado no processo por deformação plástica, a temperatura de deformação tem influência direta no tamanho do grão austenítico: o grão é mais refinado quando o material é deformado em temperaturas mais baixas. Alguns elementos de liga presentes na composição química do material podem amenizar este efeito, mas não são capazes de inverter essa relação, como foi observado no estudo de MATLOCK, et. al. em 2001.

A amostra deformada na temperatura mais baixa de 850°C, além de apresentar uma microestrutura mais refinada, exibe principalmente microestrutura martensítica, ao contrário das demais em que se observa a presença de bainita e ferrita. Sabe-se, originalmente, que o número de discordâncias aumenta com a diminuição da temperatura de deformação. Logo, a deformação da austenita realizada em 850°C gerou mais locais de nucleação heterogêneos na microestrutura do que as etapas de deformação realizadas nas temperaturas mais altas de 1050°C e 950°C. Como foi apresentado anteriormente, os locais de nucleação heterogêneos resultantes da austenita deformada reduzem a quantidade de bainita transformada, favorecendo a transformação martensítica com o andamento do resfriamento contínuo e presença de austenita residual (SINGH & BHADESHIA, 1996) (HASE, et. al., 2004). Portanto, a presença dos microconstituintes ferrita e bainita nas amostras deformadas em temperaturas mais altas indica que, provavelmente, os mecanismos de estabilização mecânica e o refino do grão, causados pela deformação, são inexistentes ou não suficientes para retardar a transformação bainítica.

7. CONCLUSÕES

Observa-se através da análise dos resultados que é possível obter amostras do aço bainítico com boas propriedades metalúrgicas e mecânicas através do processamento termomecânico, eliminando etapas convencionais de tratamento térmico e assim economizando custos. Garante-se o controle da microestrutura e conseqüentemente das propriedades mecânicas do material com o monitoramento das condições de resfriamento, dos parâmetros de deformação plástica no processamento e dos elementos de liga adicionados aos aços bainíticos.

- As curvas dos ensaios dilatométricos com variação das taxas de resfriamento, juntamente com os resultados de metalografia e dureza, validaram os campos de temperaturas, determinados pelo diagrama CCT do aço DIN 18MnCrSiMo6-4, em que diferentes microestruturas são obtidas com a variação de velocidades.
- As taxas de resfriamento mais lentas, entre 2°C/s e 1°C/s, para obtenção da bainita neste aço viabilizam o processo em escala industrial, visto que podem ser aplicadas através de dispositivos simples como um ventilador, ou até mesmo com a exposição da amostra após a deformação a corrente de ar ambiente.
- Os resultados mostram os efeitos dos parâmetros de deformação plástica na cinética da transformação bainítica.
- O aumento do grau de deformação plástica prévia é responsável pelo atraso da transformação bainítica que favorece o início da transformação martensítica com a presença da austenita residual e andamento do resfriamento contínuo, comprovado pela análise metalográfica e pelos valores de dureza acima de 440HV.
- A deformação também foi responsável por promover o refino do grão austenítico, que em certos aços ligados reduz a taxa de reação da bainita.
- Os mecanismos resultantes da deformação plástica que atrapalham a transformação bainítica: estabilização mecânica e refino do grão são mais influentes em temperaturas de deformação mais baixas.
- Com o aumento da temperatura de deformação, o efeito da deformação plástica e seus mecanismos é minimizado e as amostras apresentam microestrutura bainítica, mesmo as que foram submetidas a elevados graus de deformação.
- A partir da análise dos dados obtidos a melhor condição de processamento deste

aço para obtenção de uma estrutura bainítica através do forjamento controlado é realizar a deformação na temperatura de 950°C resfriando o material a uma taxa de 2°C/s. Nessas condições, mesmo um elevado grau de deformação não retarda a transformação bainítica, visto que a temperatura de deformação é elevada, e a taxa de resfriamento lenta garante a transformação bainítica através da utilização de meios simples para realização do resfriamento.

- O Aço DIN 18MnCrSiMo6-4 provou ser uma alternativa de material para o processamento através do forjamento controlado, permitindo a substituição das etapas de tratamento térmicos subsequentes ao forjamento condicional, na obtenção de componentes com uma boa combinação de propriedades mecânicas.

8. REFERÊNCIAS

- AARONSON, H. I., SPANOS, G., REYNOLDS JR, W. T. *A Progress Report on the Definitions of Bainite*. Script Materialia. Vol. 47, p. 139-144, 2002.
- ALTAN, T., BOULGER, F. W., BECKER, J. R., AKGERMAN, N., and HENNING, H. J. *Forging Equipment, Materials, and Practices*. Metals and Ceramics Information Center, 1973.
- ALTAN, T., NGAILE, G., SHEN, G. *Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications*, ASM International, 2005.
- ANDRÉS, C. G., CABALLERO, F. G., CAPDEVILA, C., ÁLVAREZ, L. F. *Application of Dilatometric Analysis to the Study of solid-solid Phase Transformations in Steels*, Materials Characterization, Vol. 42, 2002.
- BARBACKI, A. *The role of Bainite in shaping Mechanical Properties of Steels*. Journal Of Materials Processing Technology, Vol. 53, p. 57-63, 1995.
- BHADESHIA, H. K. D. H. *Bainite in Steels: Transformations, microstructure and properties*. IOM Communications Ltd, 2ª Edição, 2001.
- BLECK, W., PRAHL, U., HIRT, G., BAMBACH, M. *Designing new forging steels by ICMPE*. Advances in production technology, Editora C. Brecher, Cap. 7, p.85–98, 2015.
- BRAMFITT, B. L., SPEER, J. G. A perspective on the Morphology of Bainite. Metallurgical Transactions A, Vol. 21, Issue 3, p.817-829, 1990.
- CABALLERO, F. G., ALLAIN, S., CORNIDE, J., PUERTA VELÁSQUEZ, J. D., C., MILLER, M.K. Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application. Materials & Design, Vol. 49, p. 667-680, 2013.
- CABALLERO, F. G., CAPDEVILA, C., ROELOFS, H., CHAO, J., *Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels*. Materials Science Technology, Vol. 28, n.1, p. 95-102, 2011.
- CABALLERO, F.G., CHAO, J., CORNIDE, J., GARCÍA-MATEO, C., SANTOFIMIA, M. J., CAPDEVILA, C. *Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels*. Materials Science and Engineering A, Vol. 525, p.87–95, 2009.
- CASARIN, S. J. *Caracterização da Temperabilidade de um Aço C-Mn Microligado ao Boro, através de Dilatometria e Curvas de Transformações de Fases por Resfriamento Contínuo*, Tese de Doutorado, USP, 1996.
- CHIAVERINI, V. *Aços e Ferros Fundidos*. ABM, 7ª Edição, 2012.

- CHIOU, C. S., YANG, J. R., HUANG, C. Y., *The effect of prior compressive deformation of austenite on toughness property in an ultra-low carbon bainitic steel*. Materials Chemistry and Physics, Vol. 69, p. 113-124, 2001.
- DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. Editora Guanabara Dois, 2ª Edição, 1981.
- EL-BITAR, T., FOUAD, N., ZAKY, A. I., EL-RADY, S. A. *Effect of cooling rate after controlled forging on properties of low carbon multi-microalloyed steels*. Materials Science and Engineering A, Vol. 534, p. 514–520, 2012.
- ELDIS, G. T. *Hardenability concepts with application to steel - A critical review of data sources for isothermal transformations and continuous cooling transformation diagrams*. Editora D. V. Doane & J. S. Kirkaldy, p. 126-157, 1978.
- GARCIA, C. I., DEARDO. A. J. *Metallurgical Transactions A*. Vol. 12, Issue 3, p. 521-530, 1981.
- GHOSH, A., DAS, S., CHATTERJEE, S., MISHRA, B., RAO, P. R. *Influence of thermo-mechanical processing and different post-cooling techniques on structure and properties of an ultra low carbon Cu bearing HSLA forging*. Materials Science and Engineering A, Vol. 348, p. 299-308, 2003.
- GOLLING, S., ÖSTLUND, R., OLDENBURG, M. *A study on homogenization methods for steels with varying content of ferrite, bainite and martensite*. Journal of Materials Processing Technology, 2015.
- HASE, K., GARCÍA-MATEO, C., BHADESHIA, H. D. K. H. *Bainite formation influenced by large stress*. Materials Science and Technology, Vol. 20, 2004.
- HASHIMOTO, T. M. *Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Médio Carbono com Estruturas Bainíticas e Multifásicas*. Tese de Doutorado, Universidade Estadual Paulista, 2004.
- HELMAN, H., CETLIN, P. R. *Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais*. Editora Artliber, 2ª Edição, 2005.
- HUNKEL, M., HOLGER, S., STEINBACHER, M. *Dilatometry*, Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry, Vol. 6, Capítulo 3, 2018.
- KASPAR, R., BAQUET, I. G., SCHRELBER, N., RICHTER, J., NUßBAUM, G., KOTHE, A. *Application of thermomechanical treatment on medium-carbon microalloyed steels continuously cooled from forging from forging temperature*. Materials Technology, Steel Research, Vol. 68, No. 1, p. 27-31, 1997
- MAKI, T. *Morphology and substructure of martensite in steels*. Phase Transformation in Steels: Diffusion less Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques, Vol. 2, p. 34-58, 2012.

MATEO, C. G., CABALLERO, F. G., BHADESHIA, H. K. D. H. *Acceleration of Low-Temperature Bainite*. ISIJ International, Vol. 43, n.11, p.1821-1825, 2003.

MATLOCK, D. K., KRAUSS, G., SPEER, J. G., *Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels*. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 117, n. 3, p. 324-328, 2001.

MEHL, R. F. *Hardenability of alloy steels*, American Society for Metals, 1939.

MOHAMATRA, G., SOMMER, F., MITTEMEIJER, E. J., *Calibration of a quenching and deformation differential dilatometer upon heating and cooling: Thermal Expansion of Fe and Fe-Ni alloys*. Thermochemica Acta, 2007.

NEVES, F. O., REGONE, W., BUTTON, S. T. *Análise do comportamento microestrutural de um aço microligado por simulação física análoga ao forjamento a quente*. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2002.

SINGH, S. B., BHADESHIA, K. D. H. *Quantitative evidence for mechanical stabilization of bainite*, *Materials Science and Technology*. Material Science and Technology. Vol. 12, 1996.

SKUBISZ, P., ADRIAN, H., SINCZAK, J. *Controlled Cooling of Drop Forged Microalloyed-Steel Automotive Crankshaft*. Archives of Metallurgy and Materials. Vol. 56, Issue 1, p.93-107, 2011.

SKUBISZ, P., LISIECKI, L., MICEK, P. *Effect of direct cooling conditions on characteristics of drop forged Ti+V+B microalloy steel*, *Procedia Manufacturing*, Vol. 2, p. 428-433, 2015.

SOUZA, G. A. *Caracterização Microestrutural de um Aço Médio Carbono e Baixa Liga (com estrutura bainítica/martensítica) via Microscopia Óptica*. Dissertação de Mestrado – UNESP, 2008.

YAMAKAMI, W. J., REIS, M. B. *Eliminação de tratamento térmico usando resfriamento controlado*, 2005.

YANG, J. R., HUANG, C. Y., HSIEH, W. H., CHIOU, C. S., *Mechanical Stabilization of austenite against bainitic reaction in Fe-Mn-Si-C Bainitic Steel*. Materials Transactions, JIM, Vol. 37, n. 4, p. 579-585, 1996.

YANG, Y. G., FANG, H. S. *An overview on bainite formation in steels*. Current Opinion in Solid State and Materials Science. Vol. 9, Issue 6, p.277-286, 2005.

YANG, Z. G., WANG, J. P., BAI, B. Z., FANG, H. S., *Grain refinement and microstructural evolution of grain boundary allotriomorphic ferrite/granular bainite steel after prior austenite deformation*. Materials Science and Engineering A, Vol. 369, p. 112-118, 2004.

YOU, W., XU, W., LIU, Y., BAI, B., FANG, H. *Effect of Chromium on CCT Diagrams of Novel Air-Cooled Bainite Steels Analyzed by Neural Network*. Journal of Iron and Steel Research International, Vol. 14(4), p.39-42, 2007.

WANG, S., YU, H., ZHOU, T., WANG, L. *Synergetic Effects of Ferrite Content and Tempering Temperature on Mechanical Properties of a 960 MPa Grade HSLA Steel*. Materials, Vol. 11, 2018.