

GILSON SILVA JUNIOR

Estudo da influência do processo ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*) nas propriedades mecânicas e características microestruturais do aço SAE 1020.

Guaratinguetá – SP

2017

GILSON SILVA JUNIOR

Estudo da influência do processo ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*) nas propriedades mecânicas e características microestruturais do aço SAE 1020.

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia, do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para obtenção de título de Doutor em Engenharia Mecânica na área de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Angelo Caporalli Filho

Guaratinguetá

2017

Silva Junior, Gilson
S586e Estudo da influência do processo ECAP (Equal Channel Angular Pressing) nas propriedades mecânicas e características microestruturais do aço SAE 1020 / Gilson Silva Junior – Guaratinguetá, 2017
144 f. : il.
Bibliografia: f. 139-144

Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2017.
Orientadora: Prof. Dr. Angelo Caporalli Filho

1. Microestrutura. 2. Materiais granulados. 2. Aço - Análise. I. Título.

CDU 620.18(043)


Lucjana Máximo
Bibliotecária/CRB-8 3595

GILSON SILVA JUNIOR

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"


PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Ana Paula Rosifini Alves Claro
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO
Orientador / UNESP/FEG


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
UNESP/FEG


Prof. Dr. ANA PAULA ROSIFINI ALVES CLARO
UNESP/FEG


Prof. Dr. KATIA REGINA CARDOSO
UNIFESP


Prof. Dr. MIRIAN DE LOURDES NORONHA
MOTTA MELO
UNIFEI

Novembro/ 2017

DADOS CURRICULARES

GILSON SILVA JUNIOR

NASCIMENTO	25.06.1985 – GUARATINGUETÁ/ SP
FILIAÇÃO	Gilson Silva Eliana Mattos Avelino
2004/2008	Curso de Graduação Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2009/2011	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.
2013/2017	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista

“a minha esposa, Laryssa que me faz exaltar o melhor de mim, aos meus pais que sempre me apoiaram nesta jornada, e ao meu irmão Renato que sempre esteve presente em minha vida”

AGRADECIMENTOS

Eu agradeço a Deus pela minha vida e por todos os que colocou ao meu lado e por me dar saúde, inteligência e força para a realização com êxito deste trabalho;

ao meu orientador Angelo Caporalli Filho; que sempre me incentivou e sem sua orientação e suporte o trabalho jamais se concluiria.

à minha família, sem o apoio e incentivo de vocês seria impossível a realização desse trabalho;

aos meus amigos, Rafael Bonora, e Lucas Fernando, a amizade e apoio técnico de vocês foram essenciais para a concretização deste trabalho;

aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP - Manoel Francisco, José Manoel, Domingo Hasmanm Neto, Flavio Augusto do Departamento Civil, pelo apoio e dedicação nas diversas etapas desse trabalho,

a UNIFEI, na pessoa de Gilbert Silva, pela possibilidade de realizar as ensaios mecânicos e por todo aprendizado adquirido, graças a sua disponibilidade e dedicação,

“É muito melhor lançar-se em busca de conquistas grandiosas, mesmo expondo-se ao fracasso, do que alinhar-se com os pobres de espírito, que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem numa penumbra cinzenta, onde não conhecem nem vitória, nem derrota”

Theodore Roosevelt

RESUMO

A obtenção de granulometria ultrafina em aços com baixo teor de carbono pode contribuir para ampliação de suas aplicações na indústria, devido as propriedades mecânicas superiores que podem ser alcançadas com o refinamento de grãos, tais como: resistência mecânica, dureza, e tenacidade. O processo conhecido como *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP) induz deformações plásticas severas suficientes para alterar as características microestruturais dos metais reduzindo seu tamanho de grão, e conseqüentemente melhorando algumas propriedades mecânicas, sem alterar a composição química dos materiais, ao utilizar temperaturas abaixo do ponto de recristalização dos metais. Neste trabalho o processo ECAP foi conduzido com corpos de prova na temperatura de 550°C utilizando como material de estudo aço SAE 1020. Os corpos de prova foram separados em três grupos. No primeiro grupo as amostras não foram submetidas a nenhum tratamento térmico entre os passes, no segundo grupo foi aplicado tratamento de alívio de tensões após os passes, e por fim, no terceiro grupo e foi aplicado um tratamento de recozimento intercrítico após o primeiro passe. Ensaio mecânicos de tração, dureza e charpy foram realizados com objetivo de verificar a influência do processo ECAP no comportamento mecânico do aço. Com intuito de verificar as alterações microestruturais causadas pelo processo ECAP foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura. O trabalho tem como objetivo principal induzir o refinamento dos grãos por meio do processo ECAP em matriz bipartida elaborada neste trabalho. Os resultados das análises microestruturais e dos ensaios mecânicos demonstraram que os tratamentos térmicos utilizados combinados ao processo ECAP influenciaram diretamente no comportamento do aço SAE 1020. Conforme o número de passes pela matriz ECAP ocorreu uma redução do tamanho dos grãos, assim como aumento do limite de resistência a tração e dureza do aço 1020. Com relação ao tratamento térmico de alívio de tensão, uma melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade foi encontrada. O tratamento de recozimento intercrítico foi suficiente para induzir a transformação de fases no aço SAE 1020, o qual proporcionou resultados positivo no que diz respeito a ductilidade e resistência mecânica. Por fim, a consistência das investigações da evolução microestrutural permitiu compreender os efeitos do ECAP no aço SAE 1020.

PALAVRAS CHAVE: ECAP. Aço SAE 1020. Refinamento de grão. Microestrutura.

ABSTRACT

Ultrafine grained microstructures obtaining in low carbon steels may contribute to enlarge the application of this material in industry, due to superior properties that can be achieved, such as: mechanical strength, hardness, and toughness. The process known as Equal Channel Angular Pressing (ECAP) induces severe plastic deformation sufficient to modify metals microstructures characteristics, reducing its grains size, and consequently improve its mechanical properties without materials chemistry composition changes, under temperatures below to recrystallization point. At this work ECAP process was carried out with specimens at 550° C using steel SAE 1020 as material. The specimens were divided into three groups. The specimens in the first group none heat treatment was applied between and after ECAP passes, in the second group the specimens were submitted under stress relief heat treatment after ECAP passes, and in the third group, specimens were submitted under intercritical annealing after first pass. Mechanical tensile strength, hardness and charpy impact tests were used with aim to verify the ECAP influence in steel mechanical behavior. In order to verify microstructures evolution caused by ECAP were applied optical and scanning electron microscopy. The aim of this work is grain refining by means of ECAP process with two parts tool elaborated in this study. The microstructure analysis and mechanical tests results shown that the heat treatments applied, combined with ECAP process directly influenced on steel SAE 1020 behavior. According to the number of passes grains sizes were reduced, as well the ultima tensile strength and hardness were increased. In reference of stress relief heat treatment, better combination between mechanical strength and ductility was achieved. Intercritical annealing treatment was capable to induce phase transformation in steel SAE 1020, which provided positive results with respect to ductility and mechanical strength. In conclusion, the consistence of microstructure evolution investigation became possible to understand effects of ECAP in steel SAE 1020.

Keywords: ECAP. Steel SAE 1020. Grain refinement. Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Desenho esquemático do processo ECAP.	18
Figura 2 - Formação aços hipoeutetóide.....	24
Figura 3 - Formação das Ligas Hipoeutetóide: (a) Ponto “c”; (b) Ponto “d”.	24
Figura 4 - Sistema de um processo de deformação plástica.	26
Figura 5 - Efeito de Temperatura e Pressão na Conformação Plástica.	30
Figura 6 - Resistência x Ductilidade no Ciclo Encruamento-Recozimento.	31
Figura 7 - Distribuição de número de fração de desorientação de ângulos entre contorno de grão.	41
Figura 8 - Cisalhamento Simples causado pelo processo ECAP.....	44
Figura 9 - Variação de fração de densidade de contornos de grãos de alto ângulo com número de passes ECAP.	47
Figura 10 - Evolução microestrutural durante refino de grãos.	48
Figura 11 - Distribuição de desorientação dos contornos de grãos em um liga de níquel (a) ECAP e (b) ECAP+HPT.	49
Figura 12 - Método Convencional de ECAP Simplificado.	49
Figura 13 - Plano de deslizamento na matriz de ECAP.	50
Figura 14 - Aplicação de ECAP em chapas.	51
Figura 15 - ECAP usando matriz giratória.	52
Figura 16 - ECAP por extrusão lateral.	53
Figura 17 - ECAP em matriz de múltiplos passes.	53
Figura 18 - ECAP por deslizamento de chapa contínua confinada.	54
Figura 19 - Princípios de deformação de acordo geometria das ferramentas.....	56
Figura 20 - Rotas de processamento ECAP.....	58
Figura 21 - Sistemas de deslizamento das rotas de processamento ECAP.	58
Figura 22 - Tipos de distorções em um elemento cúbico.	59
Figura 23 - Variação da resistência ao escoamento da liga Al-1%Mg de acordo com a velocidade de processo.	60
Figura 24 - Tamanho de grão versus temperatura.	61
Figura 25 - Sistema de deslocamento de planos em um grão.....	62
Figura 26 - Principais orientações cristalográficas das ligas de alumínio seguindo os índices de Miller.	64
Figura 27 - Microestrutura Duplex, obtida após ECAP em aço baixo carbono.	66

Figura 28 - Curva S-N para estudo do efeito de ECAP no aço 1015.	67
Figura 29 - Microscopia eletrônica de transmissão de um aço baixo carbono ECAP, com tratamento de recozimento de 400 °C(a); 400 °C(b); 500°C (c); 600°C (d).	69
Figura 30 - Superfície do Aço 1020 após ensaio de desgaste pino-disco; (a) Sem ECAP; (b) Material após 4 passes.	70
Figura 31 - Curva de Recristalização Aço Inoxidável Austenítico após ECAP.....	72
Figura 32 - Mapa Electron Back Scatterry Diffractionn(EBDS) do Aço Inoxidável Austenítico.	73
Figura 33 - Microscopia eletrônica de varredura, liga de alumínio atacada com reagente FRY (a) zona com deformação plástica; (b) zona sem deformação plástica.	75
Figura 34 - Matriz utilizada para ensaios ECAP	77
Figura 35 – Punção para ensaio ECAP.....	77
Figura 36 - Montagem para ensaio ECAP.....	78
Figura 37 – Fluxograma dos Grupos de análises do trabalho.....	80
Figura 38 - Corpo de prova para ensaio de tração.....	81
Figura 39 - Corpo de prova Ensaio Charpy.....	82
Figura 40 - Representação do corte prévio utilizado para preparação das amostras.....	83
Figura 41 - Demonstração da análise de discordância em software Image J	86
Figura 42 - Imagens de Microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 1, na condição conforme fornecido (MB) e um passe ECAP: (a) MB, 200x; (b) MB, 400x; (c) Um passe ECAP, 200x; (d) Um passe ECAP, 400x.....	89
Figura 43 - Imagens da microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 1, com dois passes ECAP : (a) 200x; (b) 400x.....	90
Figura 44 - Micrografia (MEV) do aço SAE 1020 Grupo 1: (a) MB, 500x ; (b) MB, 5000x; (c) Um passe ECAP, 500X; (d) Um passe ECAP, 5000x; (e) Dois passes ECAP, 600X; (f) Dois passes ECAP, 3500X;.....	92
Figura 45 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 1: (a) MB, 25x; (b) MB, 1000x; (c) Um passe ECAP, 30x; (d) Um passe ECAP, 300x.....	93
Figura 46 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 2 com dois passes: (a) 30X; (b) 500X, (c) 1000X.....	94
Figura 47 - Imagens de microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 2: (a)1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 200x; (b) 1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x (c) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 200x; (d) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x.....	99

Figura 48 - Imagens de microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 2: (a)3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 200x; (b) 3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x ; (c) 3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x.	100
Figura 49 - Micrografias (MEV) do aço SAE 1020 do Grupo 2: (a) 1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 700x ; (b) 1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 3500x; (c) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 500x; (d) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 1500x ..	102
Figura 50 - Micrografias (MEV) do aço SAE 1020 Grupo 2 com 3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão: (a) 200x ; (b) 1000x; (c) 1000x; (d) 4500x.	103
Figura 51 – Seção longitudinal das amostras de 1 passe e 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão.....	104
Figura 52 - Evolução da microestrutura na seção longitudinal, entre o primeiro e segundo passe no Grupo 2.	105
Figura 53 - Micrografias da seção longitudinal do aço SAE 1020 na região de um passe ECAP após tratamento de alívio de tensão: (a) Superfície; (b) Centro; (c) Centro.....	106
Figura 54 - Micrografias da seção longitudinal do aço SAE 1020 na região de dois passes ECAP após tratamento de alívio de tensão: (a) Superfície; (b) Centro.	107
Figura 55 - Micrografias da seção longitudinal do aço SAE 1020 na região de transição entre o primeiro e segundo passe ECAP após tratamento de alívio de tensão	108
Figura 56 - Microscopia óptica da seção longitudinal do material base	109
Figura 57 - Valores de microdureza Vickers na seção longitudinal entre 1º e 2º passe.	109
Figura 58 - Perfil de Raio-X das amostras Material Base (MB), 1P, 2P.....	111
Figura 59 – Microscopia Óptica aço SAE 1020 Grupo 3, submetidas ao tratamento de recozimento intercrítico com ataque químico Nital 2%	116
Figura 60 - Microscopia Óptica aço SAE 1020 Grupo 3, submetidas ao tratamento de recozimento intercrítico com ataque químico Picral.	117
Figura 61 - Micrografia (MEV) do aço SAE 1020 Grupo 3 com 1 passe ECAP, submetido ao tratamento de recozimento intercrítico.	118
Figura 62 - Identificação de discordância, Fry Modificado; amostra 3P G2, 200x.	122
Figura 63 - Evolução das discordâncias conforme número de passes.....	123
Figura 64 - Tamanho médio de grãos.....	125
Figura 65 - Evolução microestrutural conforme número de passes de ECAP Grupo 2.	128
Figura 66 - Micrografias (MEV) do aço SAE 1020 do Grupo 2 submetido ao tratamento de alívio de tensão: (a) 3 Passes ECAP, 2300x; (b) MB, 3000x.....	129

Figura 67 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 2 com 1 passe ECAP seguido de tratamento de alívio de tensão.	130
Figura 68 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 2 com 2 passes ECAP seguido de tratamento de alívio de tensão.....	132
Figura 69 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 3 com 1 passe submetidos ao tratamento de recozimento intercrítico: (a) 50x; (b) 500x; (c) 3000x. .	133
Figura 70 - Curvas Tensão x Deformação, amostras Material Base, Grupo 2 e Grupo 3.	135

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Efeito dos ângulos Φ e ψ no processo ECAP.	57
Tabela 2 - Composição química aço SAE 1020	76
Tabela 3 - Organização das amostras processadas por ECAP.....	81
Tabela 4 - Tamanho médio de grão - Grupo 1	90
Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração e dureza Grupo 1	95
Tabela 6 - Resultados dos Ensaios de Impacto Charpy Grupo 1.....	96
Tabela 7 - Tamanho médio de grão - Grupo 2	101
Tabela 8 - Resultados dos ensaios de tração e dureza Grupo 2.....	112
Tabela 9 - Resultados dos Ensaios de Impacto Charpy Grupo 2.....	113
Tabela 10 - Tamanho de médio dos grãos Grupo 3.....	119
Tabela 11 - Resultados dos ensaios de tração e dureza Grupo 3.....	120
Tabela 12 - Resultados de análise de medição da densidade dos anéis de discordâncias.	124
Tabela 13 - Fração volumétrica das fases e dureza das amostras submetidas ao ECAP.....	127
Tabela 14 - Propriedades mecânicas MB, Grupo 2 e Grupo 3	136

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cubica de Face Centrada
CDP	Corpo de prova
DPS	Deformações plástica severa
LE	Limite de escoamento
LRT	Limite de resistência máxima
N	Newton
SAE	Society of Automotive Engineers

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVO	20
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1	AÇOS BAIXO TEOR DE CARBONO	21
3.1.1	Aço SAE 1020	22
3.2	CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS AÇOS	25
3.2.1	Influência da Temperatura	28
3.2.2	Efeito da Velocidade de Deformação	32
3.2.3	Influência das variáveis metalúrgicas	33
3.2.4	Lubrificação e atrito	37
3.3	PROCESSO DE OBTENÇÃO DE GRÃOS ULTRAFINOS	38
3.3.1	Deformação Plástica Severa	41
3.3.2	Processo ECAP	43
3.3.3	Parâmetros de influência no processo ECAP	54
3.4	PROCESSO ECAP EM AÇOS.	65
3.5	IDENTIFICAÇÃO DE ZONAS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA	74
4	MATERIAIS E MÉTODOS	76
4.1	MATERIAIS	76
4.2	MÉTODOS	76
4.2.1	Confecção da matriz ECAP	77
4.2.2	Procedimentos para ensaios ECAP	78
4.2.3	Ensaio de Tração	81
4.2.4	Ensaio de Impacto Charpy	82
4.2.5	Ensaio de Microdureza Vickers	82
4.2.6	Preparação das amostras	83
4.2.7	Técnica de revelação de anéis de discordâncias	84
4.2.8	Microscopia Óptica e Eletrônica	86
4.2.9	Difração de Raio-X	87
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	88
5.1	RESULTADOS GRUPO 1	88
5.1.1	Análise microestrutural	88
5.1.2	Propriedades Mecânicas	94
5.2	RESULTADOS GRUPO 2	98

5.2.1	Análise microestrutural.....	98
5.2.2	Difração de Raio-X	110
5.2.3	Propriedades mecânicas	111
5.3	RESULTADOS DO GRUPO 3	115
5.3.1	Análise microestrutural.....	115
5.3.2	Propriedades mecânicas	119
5.4	AVALIAÇÃO DE DISCORDÂNCIAS	121
5.5	DISCUSSÕES GERAIS	124
5.5.1	Refinamento de grãos	124
5.5.2	Evolução microestrutural.....	126
5.5.3	Avaliação das superfícies de fraturas.....	129
5.5.4	Comportamento das propriedades mecânicas	133
6	CONCLUSÕES.....	137
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	139

1 INTRODUÇÃO

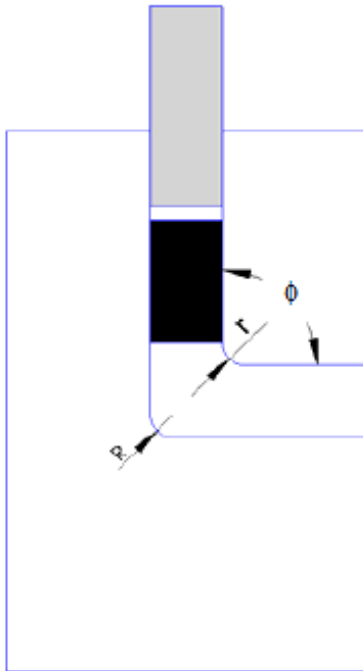
Os aços e as novas tecnologias de seus processos estão em constante desenvolvimento, devido as diversas aplicações na indústria. Tudo isso para alcançar propriedades mecânicas superiores que permitam um alto desempenho durante suas aplicações. Os aços com baixo teor de carbono ocupam hoje cerca de 70% da produção mundial de ligas ferrosas, tendo amplas áreas de aplicações nas indústrias de diversos setores (ASSIS, et al., 2011). Suas propriedades mecânicas não são apropriadas para aplicações estruturais, por ser um aço de baixa resistência mecânica, e ao desgaste, além de possuir baixa tenacidade. Assim esses aços possuem baixo valor agregado no mercado ao se comparar com aços de maiores teores de carbono e aços liga. Contudo, uma técnica conhecida como *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP) vem sendo considerada para aplicação em aços com intuito de melhorar as propriedades mecânicas destes materiais, por meio de refinamento de grão e consequente alteração de perfil microestrutural possibilitando que os aços com baixo teor de carbono tenham maior importância para indústria moderna.

O processo ECAP é um método de deformação plástica severa (DPS) que consiste em submeter um corpo de prova a consecuentes deformações por cisalhamento por meio da passagem pelos canais em ângulo de uma matriz ECAP. Este método de acordo com Valiev et al. (2006) promove um considerável aumento das propriedades mecânicas dos materiais se comparado com métodos convencionais de conformação plástica, como extrusão, forjamento e trefilação. Como a amostra não tem sua seção transversal alterada o processo permite passá-la pela ferramenta (matriz) diversas vezes, induzindo um acúmulo de deformações plásticas que podem resultar em aumento do limite de resistência a tração, tenacidade e dureza, devido ao refinamento de grãos.

O acúmulo de deformações conforme número de passes e tensões cisalhantes responsáveis pelo refino dos grãos, microestruturas compostas com contornos de grãos de alto ângulo são formadas, e favorecem o aumento da resistência mecânica e tenacidade do material (MAY et.al, 2005; FANG et al., 2011).

As ferramentas para o processo ECAP podem ter variações geométricas que interferem na microestrutura final obtida. O ângulo interno “ Φ ” conforme ilustra o esquema na Figura 1, é um dos responsáveis pelo nível de deformação imposta no material. Isto significa que a deformação será mais ou menos severa dependendo principalmente deste ângulo interno. A relação do raio externo do canal “R” e interno “r” também pode influenciar no processo.

Figura 1 - Desenho esquemático do processo ECAP.



Fonte: Santos (2012).

Os benefícios do ECAP para a indústria são: evitar adições de elementos de liga nos aços com intuito de reduzir custos, evitar tratamentos térmicos de grande complexidade e custos adicionais, além de tornar o processo ambientalmente sustentável já que evita diversos consumíveis. A obtenção de superplasticidade inerente devido ao acúmulo de deformação plástica conforme passa pela matriz ECAP em temperaturas de trabalho a frio é outro fator que torna o processo interessante para a indústria (PANG et al., 2012).

Embora o processo tenha diversas vantagens para as propriedades mecânicas dos aços, o endurecimento causado pelo severo encruamento que ocorre durante a passagem pelos canais de uma ferramenta ECAP, reduz drasticamente a ductilidade do material, fato que pode limitar seu uso em aplicações estruturais. Contudo em pesquisas atuais a combinação de tratamentos térmicos com processo ECAP vindo sendo considerados para balancear a combinação entre aumento de resistência mecânica e ductilidade.

Dentro deste contexto o presente trabalho avaliou a redução do tamanho de grãos em um aço SAE 1020 com aplicação do processo ECAP em matriz bipartida elaborada neste trabalho, com ângulo interno entre os canais de 120°. Foram realizados ensaios mecânicos e metalográficos com objetivo de avaliar a modificação da microestrutura promovida pelo processo ECAP, tornando possível investigar a influência do processo nas propriedades

mecânicas do material. Foram utilizados tratamentos térmicos de alívio de tensão, e recozimento intercrítico entre e após os passes de ECAP com intuito minimizar a redução de ductilidade e aumentar o potencial de aplicação do aço SAE 1020.

2 OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo geral reduzir o tamanho de grão do aço SAE 1020 pelo processo ECAP, tendo em vista a obtenção de propriedades mecânicas superiores as encontradas em sua condição inicial, utilizando uma matriz ECAP bipartida elaborada neste trabalho. Adicionalmente o trabalho tem como objetivo específico estudar os conceitos metalúrgicos que induzem a redução do tamanho de grão através do processo ECAP, investigando a evolução microestrutural que influenciou diretamente nas propriedades mecânicas do material, além de avaliar a influência dos tratamentos térmicos de alívio de tensão e recozimento intercrítico combinados ao ECAP no aço.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS BAIXO TEOR DE CARBONO

Os aços com baixo teor de carbono são originalmente destinados à conformação mecânica antes da aplicação, tais como painéis de carrocerias de automóveis, peças estampadas, caldeiras, arames, entre outros. Sua classificação é determinada de acordo com a quantidade de carbono presente em sua composição química, e no caso desta classe de aços é limitada a presença de 0,3% de carbono (C) em sua composição. Do ponto de vista de conformabilidade esta classe de aço é considerada excelente devido ao seu teor de carbono, possuindo baixa razão entre limite de escoamento e limite de resistência, alto coeficiente de encruamento e alta estampabilidade. Entretanto esses aços devido a sua baixa resistência mecânica e dureza tem sua aplicação limitada para projetos estruturais (ASGARI et al., 2012).

A melhor combinação de custo com elevada conformabilidade é obtida com esta classe de aços, os quais podem obter excelente acabamento superficial, rígido controle dimensional e obtenção de produtos com menor espessura, devido a sua facilidade de se conformar mecanicamente (SILVA; MEI, 2010). Suas propriedades mecânicas estão diretamente relacionadas com o baixo teor de carbono presente em sua composição química, o que permite maior ductilidade e conformabilidade em relação aos aços com maior teor de carbono.

A conformabilidade consiste em uma propriedade que mensura a capacidade de um material se deformar sem sofrer nenhuma deformação localizada, e depende dos estados de tensões aplicados no material, pois em operações de conformação mecânica o material sofre elevados esforços de tração em mais de uma direção (SILVA; MEI, 2010). As propriedades mais aplicadas usualmente para medir a capacidade que o material tem de se deformar plasticamente são:

- I. Alongamento total (%);
- II. Coeficiente de encruamento (η)
- III. Coeficiente de anisotropia

O alongamento total é uma medida de ductilidade do material, considerando uma tensão uniaxial. O Coeficiente de encruamento fornece informações a respeito da capacidade que o material tem de redistribuir a tensão de forma uniforme a medida que a deformação mecânica ocorre. Com base nesta definição pode-se dizer que altos valores de coeficiente de encruamento são favoráveis para conformação plástica. Um material endurece com mais

facilidade quando possui um elevado valor de coeficiente de encruamento, evitando a formação de deformações localizadas. Contudo, o coeficiente de encruamento decresce com aumento de solutos substitucionais, com a diminuição do tamanho de grão, e com aumento da fração volumétrica de alguns tipos de elementos de segunda fase (DING, 2009).

Um dos principais fatores que influenciam os processos de conformação plástica é a anisotropia da deformação, sendo controlada pela textura cristalográfica. Durante processos de conformação ocorre uma modificação na orientação cristalográfica devido ao deslizamento dos planos cristalográficos com esforços de tração. A anisotropia é muito utilizada em processos de estampagem em chapas (DIETER, 1988).

A anisotropia pode ser influenciada por três principais fatores: tensões internas, linhas de segregação e textura cristalográfica, podendo ser do tipo planar ou normal. Anisotropia do tipo planar ocorre no plano da chapa, e a do tipo normal ocorre na direção da espessura de uma chapa. Com estas duas variáveis pode se medir o grau de estampabilidade da chapa (DING, 2009).

O mecanismo de deslizamento faz com que os planos cristalográficos adquiram orientação preferencial, desde modo os materiais conformados se tornam anisotrópicos. Um método de avaliação de anisotropia de um material após ter sido submetido a processo de conformação é o grau de anisotropia, que avalia as variações nas propriedades mecânicas, devido às orientações preferenciais inerentes dos processos de conformação plástica (ASSIS, 2011).

O grau de anisotropia plástica está relacionado com a estrutura cristalina do metal ou liga, sendo consequência do histórico de processamento que o material foi submetido (DING, 2009).

3.1.1 Aço SAE 1020

Dentre os aços da classificação baixo carbono, o aço 1020 é considerado o de maior aplicação na indústria metalúrgica, devido ao seu baixo custo, tendo como característica elevada plasticidade e soldabilidade. Aços SAE 1020 são aços com baixo teor de carbono, aproximadamente 0,2% C em peso, classificados como uma liga hipoeutetóide, ou seja, sua microestrutura tem início na região “A” ($\alpha+\gamma$) do diagrama de fase Fe-C, a esquerda do ponto eutetóide, conforme Figura 2.

A microestrutura deste tipo de aço é formada a partir do resfriamento da fase austenita em uma temperatura de 875°C, indicado pelo ponto “c” na Figura 3(a). Durante o resfriamento ao atingir uma temperatura abaixo de 775 °C, partículas da fase ferrita- α começam nuclear nos contornos de grãos da fase austenita γ , e nesta etapa as duas fases coexistem na microestrutura do aço, sendo que a medida que o resfriamento procede aumenta a proporção da fase ferrita- α na microestrutura do material. Ao atingir a temperatura abaixo da linha eutetóide a fase austenita γ se transforma em perlita, ponto “f” Figura 3 (b). A ferrita- α estará presente na perlita e também como fase que se formou enquanto resfriava ao longo da fase $\gamma + \alpha$ (ferrita pré-eutetóide), indicada como região “A” na Figura 2. A ferrita na temperatura ambiente consiste em ser uma fase com estrutura cristalina Cubica de Corpo Centrado (CCC), e com solubilidade máxima de carbono de 0,022% C, sendo mole e dúctil. A fase perlita é formada pelos microconstituintes ferrita- α + cementita.

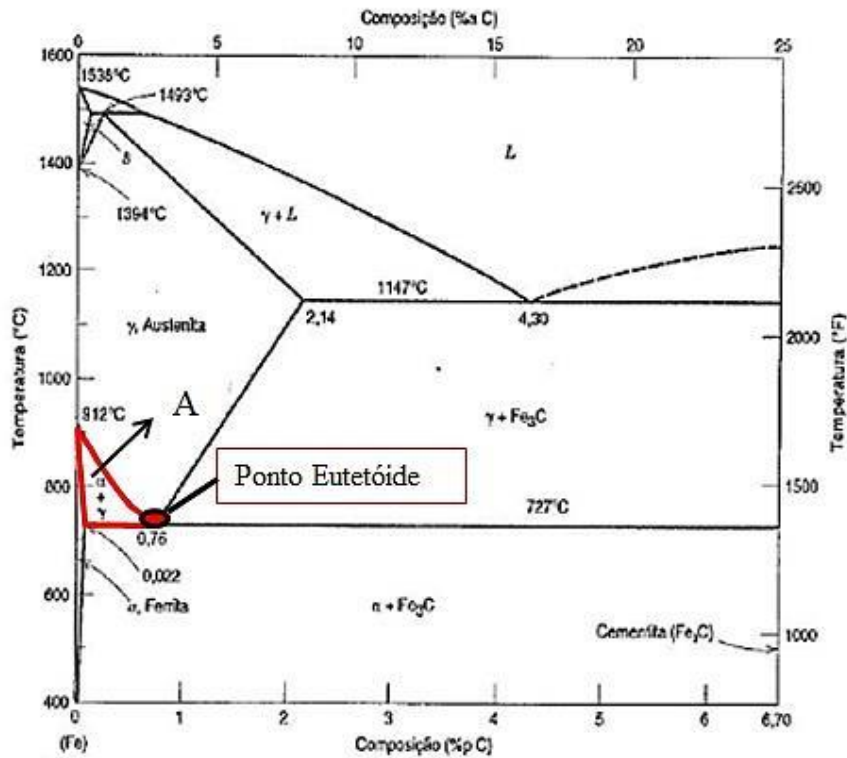
A cementita se forma quando o limite de solubilidade na ferrita é excedido a temperaturas abaixo de 727°C. Mecanicamente a cementita se caracteriza por ser uma fase muito mais dura e frágil comparada com a ferrita, sendo responsável por aumento da resistência mecânica dos aços (SILVA, 2012).

A perlita é formada por lamelas alternadas de cementita com ferrita, sendo que a combinação das características destes dois microconstituintes torna a perlita mais resistente mecanicamente em relação à ferrita, e menos frágil com relação a cementita, tornando suas propriedades interessante na seleção de materiais (SHIM, 2005).

O aço SAE 1020 possui microestrutura composta por perlita mais ferrita, e por se tratar de um aço com baixo teor de carbono, em sua microestrutura é constituída em sua maior parte de ferrita pré-eutetóide. Esta composição de fases proporciona ao aço baixa resistência mecânica e tenacidade aliada a alta ductilidade.

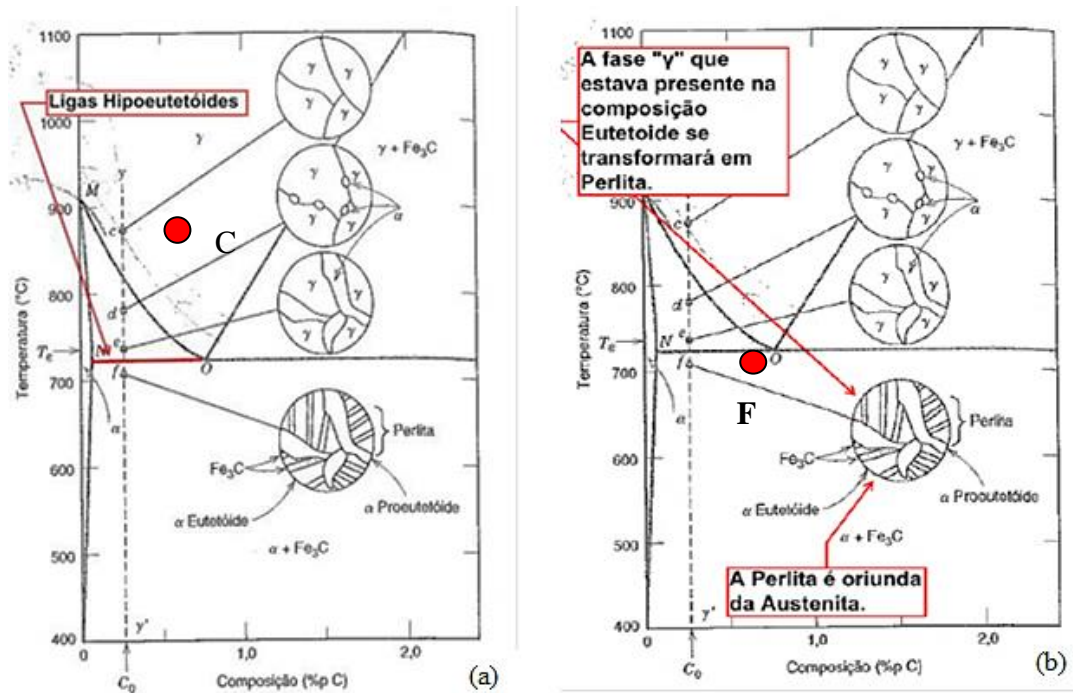
As aplicações desta classe de aços estão voltadas para fabricação de engrenagens, eixos, virabrequins, anéis de engrenagem, chapas para estampagem dentre outras (MONTEIRO, 2011).

Figura 2 - Formação aços hipoeutetóide.



Fonte: Callister (2002)

Figura 3 - Formação das Ligas Hipoeutetóide: (a) Ponto "c"; (b) Ponto "d".



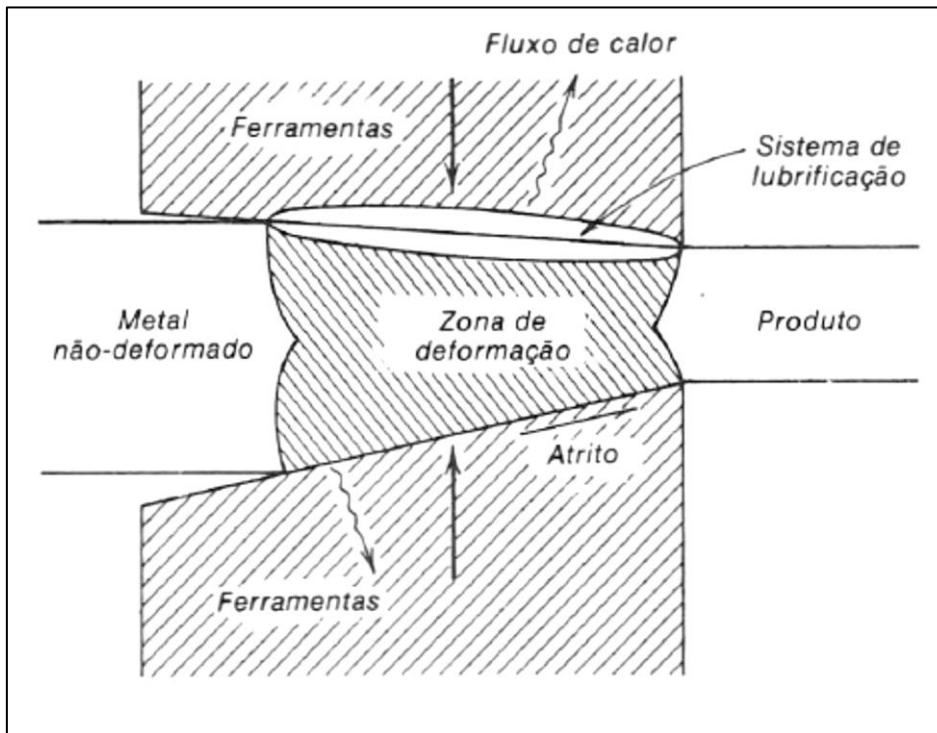
Fonte: Callister (2002)

3.2 CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS AÇOS

A obtenção de componentes mecânicos por meio de conformação plástica dos metais possui uma grande importância tecnológica na indústria moderna, devido a facilidade com que certos materiais podem ser conformados em formas úteis. O controle das propriedades mecânicas dos materiais é fator de extrema relevância no que diz respeito a componentes obtidos por conformação mecânica, pois determina se o produto final estará livre de defeitos e/ou descontinuidades que venham a prejudicar a aplicação desses componentes. Por exemplo, porosidades, inclusões, microtrincas de resfriamento, dentre outros defeitos, presentes em um lingote fundido podem comprometer propriedades mecânicas como, ductilidade, e tenacidade a fratura (DIETER, 1988).

A mecânica da conformação plástica tem como base princípios a determinação das forças necessárias para a produção de uma dada deformação a um volume de material. Tais conhecimentos são importantes para projetar o equipamento necessário para o desempenho desta tarefa. Uma das grandes dificuldades nesses tipos de cálculos é a determinação dos limites de deformação para qual não ocorram fratura e descontinuidades no material. A Figura 4 representa as principais variáveis em um processo de conformação mecânica em metais (DIETER, 1988).

Figura 4 - Sistema de um processo de deformação plástica.



Fonte: Dieter (1988)

Tensões e deformações compressivas predominam em processos de conformação mecânica, sendo a relação de volume constante nos materiais processados. As deformações presentes nos processos industriais, na maioria dos processos são expressas em redução de área transversal, que pode ser expressa pela equação (1).

$$r = A_0 - A_1 / A_0 \quad (1)$$

onde:

r: razão de redução de área

A_0 : Área inicial

A_1 : Área final

O controle de um processo de conformação assim como das propriedades mecânicas está relacionado com a predição exata das tensões e deformações em cada ponto da região deformada do material, e do controle da taxa de deformação imposta no processo (CETLIN, 2013).

O conhecimento da tensão de escoamento dos materiais em projetos de conformação mecânica tem objetivo de determinar as cargas de projeto que devem ser utilizadas para que o processo de fabricação por conformação plástica não induza defeitos nos componentes, como deformações severas e trincas. O ensaio mecânico usual, em projetos estruturais, para determinação da tensão de escoamento é o ensaio de tração, no qual se obtém a curva tensão-deformação. Porém os processos de conformação mecânica envolvem grandes deformações plásticas, e a tensão de escoamento determinada através das curvas tensão-deformação tem utilidade limitada não são capazes de medir altos níveis de deformação. Durante os ensaios de tração ao formar a região de estrição, no ponto de carga máxima, o material tende a encruar devido à deformação plástica na região, aumentando sua capacidade de suportar o carregamento conforme a deformação aumenta. A gradual diminuição da seção transversal do material conforme o ensaio se procede, se opõe a esse efeito causado pelo encruamento. Com a diminuição da seção transversal do material após formação do pescoço, a tensão aplicada se torna maior que o aumento da capacidade do metal suportar o carregamento, mesmo com o efeito do encruamento (DIETER, 1988). No caso de trabalho a quente este fator de agrava mais, devido a pequena taxa de encruamento permitir que ocorra estrição (empescoamento) mais facilmente. A formação de uma região de deformação localizada no corpo de prova de tração introduz um estado de tensões complexas e eleva localmente o nível de tensão (DIETER, 1988). Diante disso o ensaio de compressão é o mais recomendado para determinar as tensões de escoamento em processos de conformação plástica, pois neste caso não existem problemas com relação a estrição, e o ensaio pode ser feito com deformações verdadeiras superiores as do ensaio de tração convencional, caso o material seja dúctil suficiente para tal deformação (DIETER, 1988). No ensaio de compressão, com lubrificação adequada, procura-se manter um estado de tensão uniaxial evitando a forma de barril do corpo de prova, e o resultado é baseado na medição da força (N) em relação a variação da altura (Δh) (SCHAEFFER, 2004).

O atrito é um fator que influencia diretamente diversas operações de processos de fabricação por conformação plástica, pois as forças de atrito podem aumentar em determinados casos as tensões envolvidas no processo, e comprometer a qualidade do produto final. As forças de atrito normalmente são consideradas negativas para os processos de conformação, tendo como principais aspectos relevantes (CETLIN, 2013):

- I. Alteração no perfil de distribuição de tensão;
- II. Produção de fluxos irregulares de metal, indução de tensões residuais;
- III. Diminui qualidade superficial dos produtos;
- IV. Alteração de propriedades mecânicas devido a aumento de temperatura de trabalho;
- V. Aumento de consumo de energia para deformação.

3.2.1 Influência da Temperatura

Os processos de conformação mecânica podem ser classificados como processos de trabalho mecânico a quente, e de trabalho mecânico a frio. No trabalho a quente o encruamento e a formação de orientação preferencial dos grãos são eliminados pela formação de novos grãos livres de deformação, devido ao fenômeno de recristalização (SCHAEFFER, 2004). Neste tipo de processo é possível obter grandes níveis de deformação pelo fato da resistência ao escoamento do material ser diminuída com temperaturas acima da de recristalização do material, e com isso a energia de trabalho necessária para a deformação é muito menor quando comparada a um processo feito a temperatura ambiente. O trabalho a quente além de proporcionar altas taxas de deformação, proporciona maior facilidade na redução de grandes áreas transversais sem surgimento de trincas, segregações e heterogeneidades, como porosidade, bolhas de gás, devido a recristalização (JONAS, 2010). A recristalização gera grãos equiaxiais de menor tamanho, proporcionando melhorias em propriedades mecânica como ductilidade e tenacidade comparado ao estado fundido de lingotes por exemplo (DIETER, 1988).

No trabalho a quente existem patamares de temperaturas do material que devem ser conhecidos com intuito de saber em qual faixa de temperaturas material pode trabalhar sem que ocorra deformação severa e degradação de algumas propriedades mecânicas (CETLIN, 2013).

O limite inferior do patamar de temperatura do trabalho a quente considera-se a menor temperatura que um metal possui uma taxa de recristalização rápida a ponto de eliminar encruamento. Para aços a menor temperatura de trabalho a quente dependerá de fatores como quantidade de deformação e o tempo que o material se encontra a uma dada temperatura, sendo estas inversamente proporcionais, ou seja, quanto maior o nível de deformação menor é a temperatura de recristalização. A velocidade de processo também influencia na temperatura

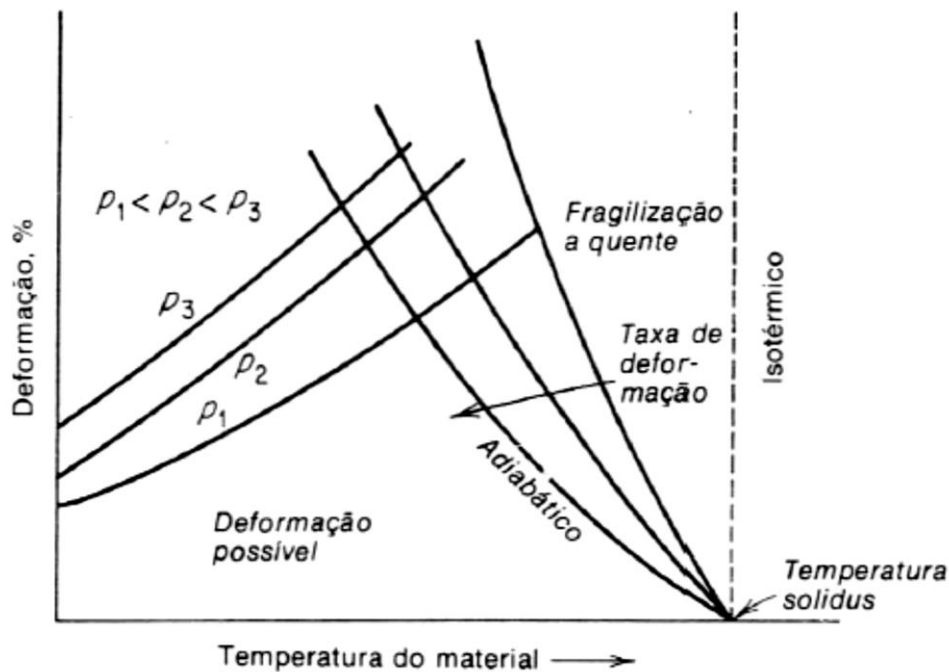
requerida para realizar a conformação. Elevadas velocidades de deformação combinado com resfriamento brusco irá requerer uma temperatura de trabalho a quente maior em comparação com um metal deformado e resfriado de forma mais lentamente para obtenção de um mesmo nível de deformação (DIETER, 1988).

O limite superior de temperatura utilizado no trabalho a quente é definido pela temperatura a qual se inicia o processo de fusão do material e paralelamente ocorre o processo de oxidação, sendo na bibliografia considerado limite de 38°C aproximadamente abaixo do ponto de fusão. A estes níveis de temperatura, podem surgir alguns pontos de fusão nos contornos de grão que podem gerar deformações excessivas e falhas no material durante o processo, sendo conhecido como fragilização a quente ou queima (DIETER, 1988).

Usualmente em trabalhos a quente são necessários múltiplos passes e etapas para obtenção do produto final, sendo as temperaturas de etapas intermediárias bem acima da temperatura mínima de trabalho com intuito de facilitar a deformação, considerando que o material possui menor tensão de escoamento a estas temperaturas. Contudo estas temperaturas provocam crescimento de grão subsequente da recristalização, e para obter o produto com propriedades mecânicas superiores os últimos passes são realizados a temperaturas próximas ao limite inferior com objetivo de reduzir o tamanho de grão. Para obtenção de grãos finos recristalizados também é necessário além de temperaturas próximas ao mínimo para recristalização, o nível de deformação no último passe deve ser relativamente grande, quando comparado a passes anteriores (DIETER, 1988).

A Figura 5 apresenta o intervalo de temperaturas o qual um metal pode ser trabalhado, sendo que para cada pressão e temperatura utilizadas na conformação, uma dada deformação máxima pode ocorrer sem que ocorra falha. A fragilidade a quente anteriormente discutida, ocorre quando a medida que a taxa de deformação aumenta, mais calor é gerado e retido no material, e caso sua temperatura não for controlada, o material pode atingir a temperatura de fragilidade a quente (DIETER, 1988).

Figura 5 - Efeito de Temperatura e Pressão na Conformação Plástica.

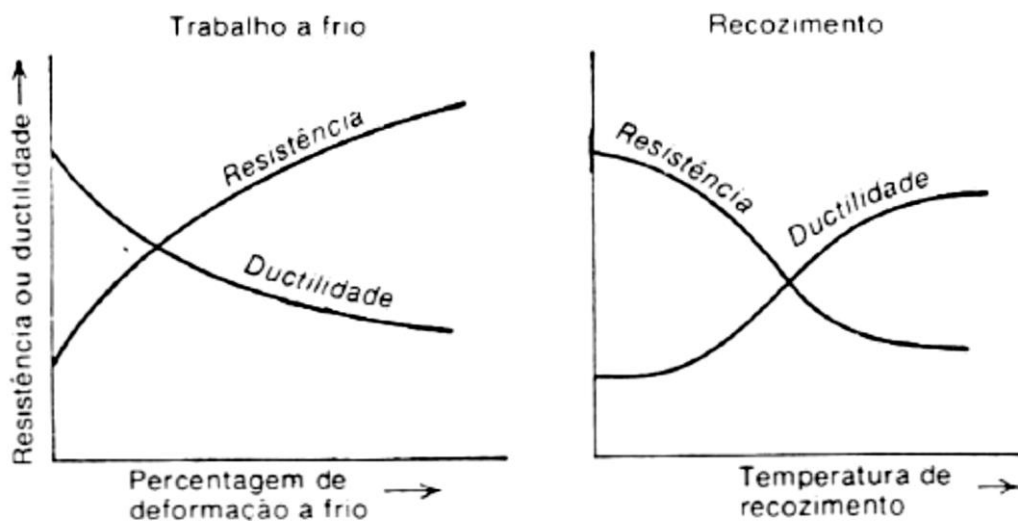


Fonte: Dieter (1988)

O trabalho a frio ao contrário do trabalho a quente induz um aumento de resistência mecânica devido ao fenômeno de encruamento com princípio de interação das discordâncias entre si e com outras barreiras tais como contornos de grão que impedem o seu movimento através da rede cristalina. A deformação plástica produz também um aumento no número de discordâncias, as quais, em virtude de sua interação resultam num elevado estado de tensão interna na rede cristalina. Um metal cristalino contém em média 10^6 a 10^8 linhas de discordâncias por cm^2 , enquanto que um metal severamente encruado apresenta cerca de 10^{12} linhas por cm^2 (ASKELAND, 2008). Devido ao encruamento existe uma dificuldade do processo de trabalho a frio entre passes, com aumento progressivo da resistência mecânica, em alguns casos dependendo do nível de deformação os materiais podem até fraturar antes da obtenção do produto final. Para evitar tais dificuldades as operações de trabalho a frio são conduzidas em diversas etapas assim como as do trabalho quente, porém com tratamentos térmicos de recozimento entre passes para restituir a ductilidade. O tratamento térmico de recozimento proporciona uma recuperação da estrutura cristalina, pois com o trabalho mecânico altos níveis de tensões residuais internas são induzidas na rede cristalina do material (SCHAEFFER, 2004).

Os tratamentos de recozimento entre passes de deformação no trabalho a frio são conhecidos como ciclo frio-recozimento. A resistência mecânica pode ser aumentada na etapa final caso desejado uma resistência maior que do produto recozido, pois nesse processo pode produzir qualquer grau de encruamento desejado. Neste caso a operação final dever ter um grau de deformação próprio para produzir a resistência desejada, sendo necessário um tratamento de alívio de tensões para remover as tensões residuais. Caso o objetivo final seja uma material mais dúctil e mole, um recozimento pode ser realizado ao final do ultimo passe (DIETER, 1988).

Figura 6 - Resistencia x Ductilidade no Ciclo Encruamento-Recozimento.



Fonte: Dieter (1988).

Na Figura 6 pode se observar a variação da ductilidade conforme aumenta o nível de deformação, no gráfico de trabalho a frio, ocorrendo uma perda de ductilidade conforme aumenta a porcentagem de trabalho a frio, contudo ocorre um aumento da resistência mecânica.

Analisando o gráfico na Figura 6, conforme aumenta a temperatura de recozimento, a resistência mecânica reduz, e a ductilidade aumenta. Isso demonstra as variações que o trabalho a frio permite para produzir propriedades mecânicas de acordo com desejado, tendo um controle melhor em relação ao trabalho a quente, e menor probabilidade de irregularidades no produto final.

3.2.2 Efeito da Velocidade de Deformação

Como definição a velocidade de deformação é representada pela variação da deformação na unidade de tempo. Esta variável do processo deve ser calculada de acordo com a geometria das ferramentas de conformação, geometria dos componentes a serem fabricados, e material utilizado. Atualmente os projetos mecânicos utilizam de técnicas de elementos finitos para determinar as velocidades empregadas nos processos de conformação mecânica (SCHAEFFER, 2004).

A velocidade de deformação influencia principalmente na tensão de escoamento do material durante o processo de conformação plástica, e na temperatura do material devido ao calor dissipado que varia de acordo com a velocidade (CETLIN, 2013).

No que diz respeito a temperatura quanto maior for a velocidade menor será a dissipação do calor produzido no processo, e conseqüentemente, maior será a temperatura do material. No trabalho a quente o cuidado com a velocidade requer maior atenção, pois o aumento de temperatura pode causar fusões localizadas no material, especialmente quando a temperatura de trabalho for próxima do limite superior.

Conforme vimos a velocidade de deformação influi na tensão de escoamento material oque reflete diretamente na tensão necessária para deformar plasticamente o material. A equação matemática (2) expressa essa influência na tensão de escoamento (CETLIN, 2013).

$$\sigma_e = \sigma_0 \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (2)$$

onde σ_e é a tensão de escoamento do material, σ_0 é uma constante intrínseca do material, m é o coeficiente de sensibilidade a taxa de deformação, e $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação por tempo. Sendo $\dot{\epsilon}$ definido pela equação (3)

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} \quad (3)$$

onde ϵ é a deformação e t o tempo.

O coeficiente m demonstra quão sensível é a tensão de escoamento a variação da velocidade de processo. Os valores de m e σ_0 podem ser calculados através de ensaios de compressão com variação da velocidade, e variam de acordo com a temperatura de processo e nível de deformação. Essas constantes são típicas de cada material, materiais com maior

resistência mecânica tendem a ter maior sensibilidade (m) a velocidade de deformação, em relação a materiais com menor resistência mecânica. Outro fator relevante para o processo é que conforme a temperatura aumenta maior torna a sensibilidade a velocidade de deformação (CETLIN, 2013).

3.2.3 Influência das variáveis metalúrgicas

Materiais metálicos ao serem submetidos a processos de conformação plástica podem sofrer mudanças em suas microestruturas e propriedades mecânicas, conforme discutido anteriormente, devido as alterações no tamanho e morfologia dos grãos, e também devido a densidade de discordâncias presentes após deformação.

Em trabalho a frio a textura desenvolvida causa anisotropia das propriedades devido às orientações preferenciais dependendo do processo de conformação. A formação de bandas de deformação e bandas de cisalhamento estão relacionadas com a anisotropia desenvolvida nesses processos. As bandas de deformação consistem em regiões na estrutura cristalográfica distorcidas inerentes da rotação dos grãos em direções diferentes. Quando as bandas de deformação se estendem pela microestrutura repetidamente é denominado bandas de cisalhamento. O intenso cisalhamento ao longo dessas bandas pode gerar falhas no produto final (DIETER, 1988; SCHAEFFER, 2004).

Conforme discutido em tópicos anteriores, os fatores metalúrgicos de recuperação e recristalização são processos os quais um metal encruado pode restaurar, parcialmente ou totalmente, suas condições microestruturais iniciais, ou seja, recuperar suas propriedades mecânicas e condição microestrutural antes de ser submetido ao trabalho mecânico. O fenômeno de amolecimento do material durante a deformação é conhecido como processo dinâmico. O mesmo fenômeno ocorrendo após a deformação, ou nos intervalos entre deformações, é conhecido como processo de restauração estático (SCHAEFFER, 2004).

Ao ser submetido a um trabalho mecânico de conformação a quente ou a frio, são induzidos defeitos cristalinos como discordâncias, lacunas, e contornos de macla. Os principais fenômenos metalúrgicos que influenciam nas propriedades mecânicas do produto final são: recuperação dinâmica e estática, recristalização dinâmica e estática, e encruamento.

A recuperação é um processo de alívio de tensões provocadas pelos processos termomecânicos. O fenômeno de recuperação faz com que a energia armazenada no material após deformação plástica seja aliviada por meio de aniquilação ou rearranjo de discordâncias.

A recuperação dinâmica consiste no rearranjo de discordâncias, de modo que um equilíbrio dinâmico entre as taxas de formação de discordâncias e aniquilação das mesmas seja atingido, durante o processo de deformação mecânica. Este comportamento é típico de matérias com estrutura cristalinas cúbicas de face centrada (CFC) e com alta energia de falha de empilhamento. Ao contrário da recuperação dinâmica, a recuperação estática é um processo que a recuperação ocorre após o processo de deformação, sendo a energia armazenada durante a deformação liberada pela aniquilação e rearranjo das discordâncias. A taxa de recuperação do processo estático está diretamente relacionada com os elementos de liga, energia de falha de empilhamento e os parâmetros do processo como: nível de deformação, taxa de deformação e temperatura. Para temperaturas menores e altas taxas de deformação, maior será a energia armazenada e conseqüentemente maior será a força motriz para recuperação estática. A presença de solutos diminui a energia de falha de empilhamento, dificultando a recuperação estática (GUEDES, 2004).

A recristalização dinâmica ocorre quando os materiais tendem a formar arranjos planares de discordâncias com baixa mobilidade, sendo a taxa de aniquilação individual das discordâncias insuficiente para atingir o equilíbrio com a taxa de geração de discordâncias. A recristalização dinâmica ocorre em condições de altas temperaturas e de mais comum ocorrência em materiais CFC com baixa energia de falha de empilhamento. No caso da recristalização estática o fenômeno ocorre após a recuperação estática, restaurando todas propriedades e condições microestruturais do material, por meio de eliminação das discordâncias seguido de nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação. Considerando que a recristalização proporciona a nucleação de novos grãos é necessário uma quantidade de energia armazenada mínima para que o fenômeno ocorra. Existe uma quantidade mínima de deformação mecânica requerida para que a recristalização possa ocorrer, pois esta deformação que gera a energia mínima necessária. Conforme aumenta a temperatura menor é a quantidade de deformação necessária para recristalização estática. Os tamanhos de grãos iniciais antes da recristalização influenciam no processo também. Materiais em condições de granulometria mais refinada facilitam o processo de recristalização (SCHAEFFER, 2004).

O trabalho a quente acelera muitos processos difusionais, sendo importante eliminar as heterogeneidades na composição em uma estrutura com segregações. Em alguns casos ao induzir o material a deformações plásticas com determinada velocidade pode facilitar o processo de difusão para obtenção de determinadas fases na microestrutura do material. A

formação de uma subestrutura com recuperação dinâmica durante a deformação cria caminhos para difusão ao longo das linhas de discordâncias, sendo deste modo mais rápido que a difusão volumétrica em um material sem ser submetido a uma deformação plástica (DIETER, 1988).

As propriedades dos materiais estão diretamente relacionadas com suas composições químicas e microestrutura. A presença de fração volumétrica de partículas duras, como exemplo da cementita, uma fase considerada dura em uma matriz de ferrita, pode ser responsável pelo aumento da tensão de escoamento, dificultando a conformação plástica. As propriedades da mistura de duas fases presentes na microestrutura dependem da natureza dessas fases, e a quantidade volumétrica de cada uma. Considera-se matriz a fase em maior quantidade, e como segunda fase o restante. Se as partículas de segunda fase forem duras e mais frágeis, tenderão a se fraturar durante a deformação, com a matriz mais macia penetrando nas cavidades criadas pela fratura. Se as partículas de segunda fase forem dúcteis, a falha ocorrerá pela separação da matriz entre as partículas. Durante a deformação plástica, as partículas de segunda fase ou inclusões podem mudar sua forma geométrica no sentido do fluxo de trabalho. Caso essas partículas ou inclusões sejam duras e frágeis, elas se desfragmentarão e se orientaram paralelamente a direção de trabalho. A orientação dessas partículas de segunda fase durante o trabalho a quente e a frio combinado com a orientação preferencial dos grãos é responsável pela estrutura fibrosa presente nos produtos conformados plasticamente (DIETER, 1988; CETLIN, 2013).

O tamanho de grão tem função fundamental na resistência mecânica e tenacidade a fratura do material. Em conformação mecânica o tamanho dos grãos pode ser controlado através da temperatura de trabalho e níveis de deformações que o material é submetido (CETLIN, 2013).

Durante a deformação plástica ocorre deslizamento de determinados planos cristalinos, sendo neste processo o reticulado cristalino rotacionado pelos deslizamentos de planos, ou por maclação, para orientações mais favoráveis estabelecendo a chamada textura de deformação. As texturas de deformação são de extrema relevância devido a serem substrato cristalográfico sobre o qual a textura de recristalização se formará (TURAZI, 2008). A movimentação das discordâncias ocorre durante os deslizamentos dos planos cristalinos induzido por um determinado carregamento responsável pela deformação plástica. Ao se deformar plasticamente parte da energia é retida internamente, e outra parte é dissipado na forma de calor, sendo a maior parte desta energia associada às discordâncias. As discordâncias não se

movimentam com a mesma facilidade por todos planos cristalográficos, existindo sempre planos de deslizamento preferenciais durante a deformação. Estes planos variam de acordo com as estruturas cristalinas dos metais, sendo a combinação dos planos de deslizamentos e direção de deslizamento denominada sistemas de escorregamento ou deslizamento. Quanto maior o número de sistemas de escorregamento maior a capacidade do metal sofrer deformações plásticas. Considerando as orientações cristalográficas aleatórias devido ao diversos números de grãos na microestrutura, a direção de deslizamento varia de um grão para outro. O deslocamento das discordâncias procede ao longo do sistema de escorregamento com orientação mais favorável, ou de seja, de maior empacotamento atômico (TURAZI, 2008).

Considerando os fatos descritos no paragrafo anterior, os contornos de grãos funcionam como uma barreira ao movimento das discordâncias, devido a duas razões principais. A primeira razão é devido as orientações dos grãos que não são uniformes dentro da microestrutura do material, sendo assim a discordância deve alterar seu caminho de movimentação constantemente devido a diferença na orientação cristalográfica, deste modo dificultando sua propagação. A segunda razão é devido a desorganização atômica presente no interior de um grão, que irá resultar em uma descontinuidade dos planos de escorregamento de um grão para dentro do outro. Considerando as razões analisadas previamente, pode se considerar que um material com granulação mais fina possui maior resistência mecânica e dureza, comparado a um de granulação grosseira, uma vez que a área total de contornos de grãos é maior para dificultar a movimentação das discordâncias, aumentando a resistência à deformação plástica. Na equação (4), conhecida como equação de *Hall-Petch*, é demonstrado a variação do limite de escoamento devido ao tamanho de grão (CALLISTER, 2002).

$$\sigma_{\epsilon} = \sigma_0 + k_e \cdot d^{-1/2} \quad (4)$$

onde d representa diâmetro médio do grão, σ_{ϵ} representa a tensão de escoamento, σ_0 e k_e representam constantes para cada material específico.

A equação *Hall-Petch* indica que o limite de escoamento (σ_{ϵ}), se relaciona de maneira linear com inverso da raiz quadrada do tamanho de grão, e uma vez que a quantidade de contornos de grão aumenta com refino de grão, maior será a tensão de escoamento do material, conforme mostra equação. A equação funciona bem com contornos de grão de alto ângulo pelo fato da grande diferença de orientações entre eles, as discordâncias se empilham nesses contornos e produzem uma tensão oposta ao movimento de novas discordâncias. Deste modo, para o deslizamento entre planos ocorrer faz se necessário a nucleação de novas

discordâncias no grão oposto o que exige um aumento da tensão aplicada (VAN VLACK, 2007).

3.2.4 Lubrificação e atrito

Conforme discutido anteriormente neste trabalho as forças de atrito que envolvem a conformação plástica em diversos processos, podem influenciar a qualidade do produto final, e gerar não conformidades, e falhas quando não estudados adequadamente. As forças de atrito entre as peças e a ferramenta é um fator predominante para qualidade do produto. As condições de atrito, em geral, podem ser descritas por um coeficiente constante de atrito (Equação 5)

$$\mu = \frac{\tau}{p} \quad (5)$$

onde μ representa o coeficiente de atrito, τ representa a tensão cisalhante na interface, e p a tensão normal a interface.

A força de atrito cresce linearmente em um processo de conformação até o momento no qual o coeficiente de atrito (μ) se torna constante, e a medida que o processo se aproxima da fase final as forças de atrito diminuem assim como seu coeficiente. Com base nestes dados pode se dizer que a força de atrito está relacionada ao comportamento tensão-deformação dos metais em contato (CETLIN, 2013).

Impurezas na região de contato entre os metais podem influenciar nas forças de atrito, como gases adsorvidos, óxidos, graxas, etc... Com isso as forças de atrito podem aumentar devido à tensão de cisalhamento requerida ser maior que em condições de limpeza total da região (CETLIN, 2013).

A lubrificação em processos de conformação, quando bem aplicada, reduz o atrito entre os metais, tornando as cargas necessárias para deformação menores, e prevenindo o surgimento de não conformidades superficiais. Deste modo as forças de atrito estão fundamentalmente determinadas pelas características mecânicas da película lubrificante (CETLIN, 2013). Usualmente existem três tipos de lubrificação utilizados pela indústria; lubrificação seca, lubrificação líquida, e lubrificação limite (CETLIN, 2013).

A lubrificação seca consiste na utilização de qualquer sólido de baixa resistência ao cisalhamento, como exemplo chapas finas de cobre, e chumbo em processos de forjamento. Porém os mais comuns ao mercado são sólidos a base de polímeros, e sabão. Na lubrificação

liquida o material utilizado entre ferramenta e peça é um líquido o qual o parâmetro de classificação é sua viscosidade. Em processos de conformação mecânica o líquido lubrificante entre as partes, realiza seu trabalho por meio de arraste de líquido na interface durante o movimento, sistema que é denominado como lubrificação hidrodinâmica.

Um terceiro tipo de lubrificação utilizado na forma de líquido ou sólido consiste em películas delgadas que mantem as condições de atrito favoráveis ao processo. Este tipo de lubrificação é denominado lubrificação limite. O motivo da eficácia e do seu grande uso na indústria moderna é reação química que ocorre com os metais, formando um composto que se mantém aderente a estes, de modo a evitar o contato direto entre a ferramenta e peça. Um fator que afeta estes tipos de lubrificante é a temperatura de processo, pois altera a viscosidade desses lubrificantes. Com elevadas temperaturas a viscosidade decresce rapidamente, devido a componentes orgânicos que se decompõem a essas temperaturas. Considerando essas características faz-se necessário o cálculo das forças de atrito considerando o coeficiente (μ) constante demonstrado na equação 05. As temperaturas podem aumentar durante o processo devido as forças de atrito que se desenvolvem na interface dependendo das condições da superfície (rugosidade), e condutividade térmica dos materiais, podendo quebrar essa película de lubrificante. Outro fator que pode quebrar essas películas de lubrificante é o calor dissipado na deformação plástica, que pode originar aumento de temperatura localizado quebrando as partículas de lubrificante (CETLIN, 2013).

Os lubrificantes em geral necessitam proporcionar diversas funções para que seu uso seja efetivo em evitar descontinuidades e defeitos superficiais nos processos de conformação plástica. Um lubrificante ideal deve diminuir o atrito superficial compatível com processo, dissipar o calor gerado no processo, impedir adesão metálica entre a matriz e o metal processado, eliminar as partículas abrasivas da superfície de trabalho, não deixar resíduos ao ser tratado termicamente, ser de fácil remoção, e possuir condutividade elétrica aceitável para assegurar o desaparecimento de cargas elétricas produzidas pelo atrito (CETLIN, 2013).

3.3 PROCESSO DE OBTENÇÃO DE GRÃOS ULTRAFINOS

A busca por materiais metálicos que são capazes de combinar alta resistência mecânica com alta tenacidade tem sido foco de diversas pesquisas no ramo da conformação mecânica e metalurgia. Um dos métodos para obter essas propriedades é através de obtenção de grãos ultrafinos por deformações plásticas severas (DPS). Devido a possibilidade de obter essas

propriedades refinando apenas o tamanho de grão, sem a necessidade de alteração na composição química dos materiais, tornam esses processos interessantes para indústria moderna. Essas técnicas tem como principio submeter o material a um grande nível de deformação plástica tanto a temperatura ambiente como a elevadas temperaturas (AZUSHIMA et al., 2008). Atualmente as pesquisas neste ramo têm estudado a seguintes técnicas:

- I. Equal Chanel Angular Pressing (ECAP)
- II. Deformação Cumulativa por Laminação
- III. Torção com Alta Pressão
- IV. Deformação Bi-Direcional

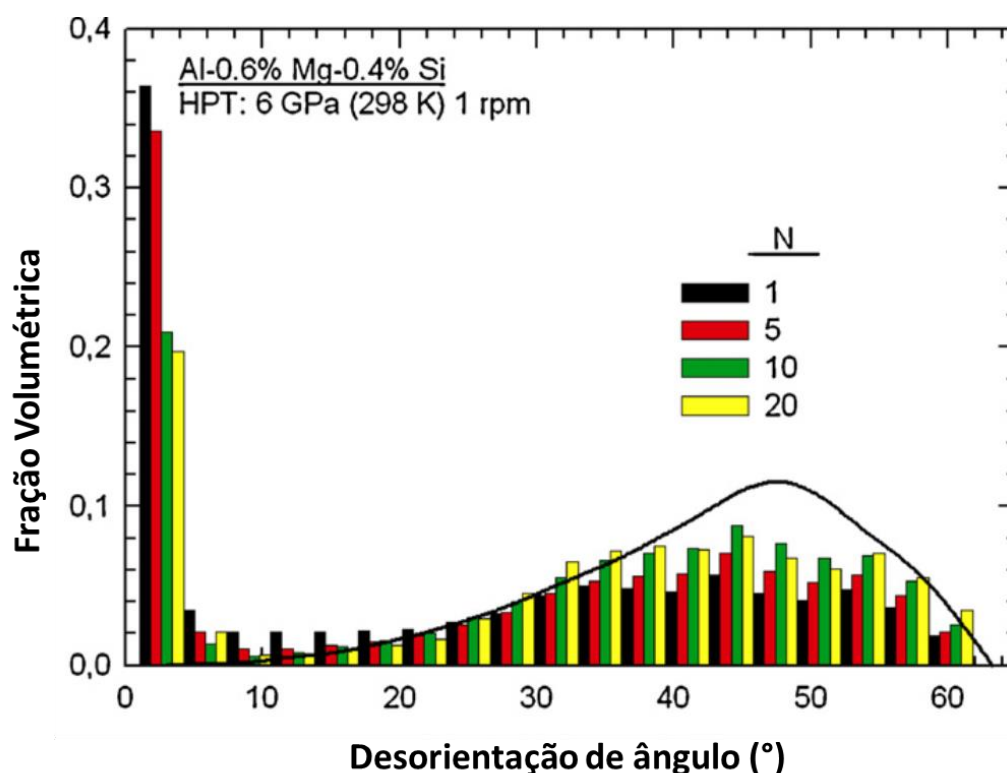
Levando em consideração que a maioria dos aços estruturais podem ter suas propriedades mecânicas melhoradas por meio de tratamentos térmicos, o refino de grão pode fazer com que aços de menor importância comercial, como caso de aços baixo carbono, tenha suas propriedades melhoradas. Com as técnicas mencionadas acima, as deformações plásticas severas (DPS) podem induzir o refinamento dos grãos. O emprego de DPS em aços aumenta consideravelmente a quantidade de defeitos cristalinos, que proporcionam um maior número de sítios para nucleação de novos grãos (FIGUEIREDO, 2012). A maior dificuldade nos processos de obtenção de grãos ultrafinos é a redução uniforme em toda extensão da peça ou corpo de prova, especialmente se tratando de peças de grandes dimensões. Nagato et al. (2008) verificou em seus estudos de aplicação de DPS que o tamanho de grãos nas extremidades do corpo de prova de um aço baixo carbono é menor comparando com a região central do corpo de prova. Isto ocorre devido ao fato da deformação por cisalhamento ser maior na extremidade devido ao atrito com a ferramenta, aumentando a intensidade de deformação nesta região. Outro aspecto observado por Nagato foi que conforme maior o nível de deformação plástica, maior foi a redução do tamanho de grão.

Os grãos ultrafinos podem influenciar em diversas propriedades mecânicas conforme discutido em parágrafos anteriores. Uma das importantes propriedades mecânicas que podem ser influenciadas pela obtenção de grãos ultrafinos é a tenacidade, que possui extrema relevância para indústria moderna em seus principais estudos. De acordo com Shen et al. (2017) utilizando métodos de trabalho termomecânico com fins de refinamento granulométrico, seus estudos mostraram que o mesmo aço, com granulometrias diferentes,

obtiveram nos ensaios de impacto charpy áreas de fratura dúctil diferentes, sendo a maior área de fratura com características dúctil encontradas nos corpos de prova com granulometria menor. Isto demonstra um melhor comportamento no que diz respeito tenacidade a fratura, pois absorveu maior energia durante impacto comparando com o material com maior tamanho de grãos (SHEN, 2017).

As técnicas utilizadas para refinamento de grãos de mais atenção nas pesquisas atuais são baseadas no princípio de deformação plástica severa conforme visto. Os altos níveis de deformação plástica induzem a formação de uma microestrutura com desorientação entre os contornos de grão e formação de contorno de alto ângulo, que influenciam diretamente nas propriedades mecânicas. A formação deste tipo de configuração microestrutural é o princípio dos métodos de refinamento de grãos por DPS, e são medidas por meio de algumas técnicas de laboratório para avaliar a influência na microestrutura do material causada pelas deformações plásticas. Lucif et al. (2012), em seus estudos avaliou por meio da técnica de difração de elétron retroespalhado, também conhecida como *Electron back-scatter diffraction*(EBDS), a desorientação dos ângulos entre os contorno de grãos de uma liga de alumínio Al-Mg-Si submetida a DPS. Conforme Figura 7, na qual “N” representa o numero de passes a que os materiais foram submetidos, a distribuição mostrou uma alta fração volumétrica de contorno de baixo ângulo para amostra com apenas 1 passe (N=1), e uma grande fração volumétrica de contorno de alto ângulo parta amostras com maior número de passes. De acordo com Lucif a maior fração de contornos de alto ângulo presente na microestrutura da liga de alumínio foi responsável pela melhoria das propriedades mecânicas.

Figura 7 - Distribuição de número de fração de desorientação de ângulos entre contorno de grão.



Fonte: Adaptado de Loucif (2012)

3.3.1 Deformação Plástica Severa

Os processos de deformação plástica severa utilizam o mecanismo de cisalhamento para obtenção das propriedades mecânicas desejadas. As primeiras técnicas para obter materiais com grãos finos foram propostas por Percy Williams Bridgeman (BRIDGEMAN, 1952) que combinou torção e compressão de discos finos para demonstrar os efeitos das deformações plásticas severas sobre as propriedades mecânicas de diversos materiais. Naquela época embora Bridgman tenha demonstrado o efeito positivo dessas deformações impostas nos materiais em seus ensaios, os princípios dos métodos de deformação plástica severa receberam mais atenção pelos pesquisadores muitos anos depois de seus primeiros estudos, devido a limitação das prensas mecânica da época que eram capazes de produzir uma carga de somente 200 MPa (VALIEV, 2000).

O emprego de grandes deformações aumenta consideravelmente o número de defeitos na rede cristalina do material, que por sua vez propicia o aumento no número de sítios de

nucleação de novos grãos, conforme mencionado em capítulo anterior. No entanto o refinamento dos grãos causado através de trabalhos termomecânicos convencionais embora consiga refinar consideravelmente a granulometria tem a desvantagem de não refinar homogeneamente toda seção de um corpo de prova. Dhua et al. (2013) em sua pesquisa relatou que em aços submetidos a um processo de laminação a quente em chapas de aço, seguido de resfriamento ao ar, menores tamanhos de grãos foram constatados na superfície do material. Os tamanhos de grãos médios encontrados na superfície, a um quarto da espessura, e no centro foram 2,84, 2,92 e 3,46 μm respectivamente. Contudo utilizando ECAP, no que diz respeito a refinar homogeneamente o tamanho de grão em toda seção do material, a técnica se mostrou mais eficaz em relação aos processos convencionais, de acordo com pesquisas atuais (TING HAO et al., 2016).

Os métodos de deformações plásticas severas se destacam por produzir microestruturas ultrafinas, contendo contornos de grão de alto ângulo, característica que retarda a movimentação das discordâncias, conseqüentemente aumentando a resistência mecânica. Outros tipos de refinamento convencionais utilizados, como alguns processos de conformação e tratamentos térmicos, segundo Valiev et al. (2000), não obtém o mesmo êxito em refinar a granulometria em relação ao ECAP por exemplo. Contudo no que diz respeito a tenacidade as técnicas de DPS tem a necessidade de maiores estudos para caracterizar e dimensionar um relação ideal de resistência mecânica e tenacidade (SHEN et al., 2017).

As características das técnicas DPS que as diferenciam dos demais processos convencionais, como laminação, e extrusão por exemplo, são que os métodos convencionais possuem limites de deformação, pois suas técnicas são baseadas na redução da seção transversal do material. Além disso, as deformações impostas por estes processos convencionais não são suficientes para produzir microestruturas ultrafinas, pois os materiais a temperatura ambiente possuem baixa conformabilidade, limitando deste modo o processo de refinamento. Devido a estas razões que os métodos de DPS vêm tendo destaque na indústria metalúrgica e de conformação plástica, devido a esses métodos não possuírem limitação nas deformações, pois não alteram a área da seção transversal dos componentes (MAY et al, 2005).

Conforme citado no tópico anterior, muitas técnicas de DPS foram desenvolvidas com intuito de obter granulometria ultrafina nos materiais, sendo todas capazes de introduzir altos níveis de deformações plásticas e refinamento de grão. Contudo dentre estas técnicas, o *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP), tem demonstrado interessantes resultados devido algumas

razões. Primeiramente porque pode ser aplicado a tarugos ou lingotes de grande dimensão, e deste modo sendo viável em diversas aplicações estruturais. Este processo é relativamente simples, pois utiliza equipamentos comuns a diversos laboratórios, sendo apenas necessária a construção de uma matriz e pode ser aplicado a diversos tipos de materiais. Outra razão se deve ao fato da homogeneidade da microestrutura que pode ser alcançada com diversos passes que o material é solicitado no processo. Por último o processo ECAP possui possibilidade de não somente ser utilizado em âmbito de experimentos em laboratórios, mais também em grandes escalas de processamento de componentes industriais, tornando aplicável na indústria (VALIEV, 2006).

Devido a estes atrativos o processo ECAP tem levado diversos cientistas a realizar experimentos com esta tecnologia de DPS.

3.3.2 Processo ECAP

Os primeiros estudos com o processo ECAP iniciaram se com Segal e seus colaboradores nos anos 70 pelo instituto de Minsk, na União Soviética. O objetivo principal era desenvolver processos de conformação de material, sendo que o material pudesse sofrer grandes deformações por meio de cisalhamento simples. Os primeiros ensaios obtiveram sucesso e os objetivos foram alcançados, porém ficou restrito a comunidade científica. No início dos anos 90 os estudos obtiveram a atenção da indústria devido a possibilidade de obter propriedades únicas e interessantes para aplicação no mercado (VALIEV, 2006; XIONG, 2015).

Os estudos de caráter experimental, desencadeados a partir dos conceitos propostos por Segal podem ser divididos quanto aos seus objetivos centrais em duas classes distintas. Primeiro com objetivo de estudo da relação entre as rotas de processamento e o refinamento microestrutural, e segundo sobre a melhoria de propriedades mecânicas. Posteriormente começou a se observar os efeitos das condições de atrito e taxa de deformação sobre propriedades como tensão de escoamento e expoente de encruamento do material deformado (MAY et al, 2005 ; SEGAL, 1999).

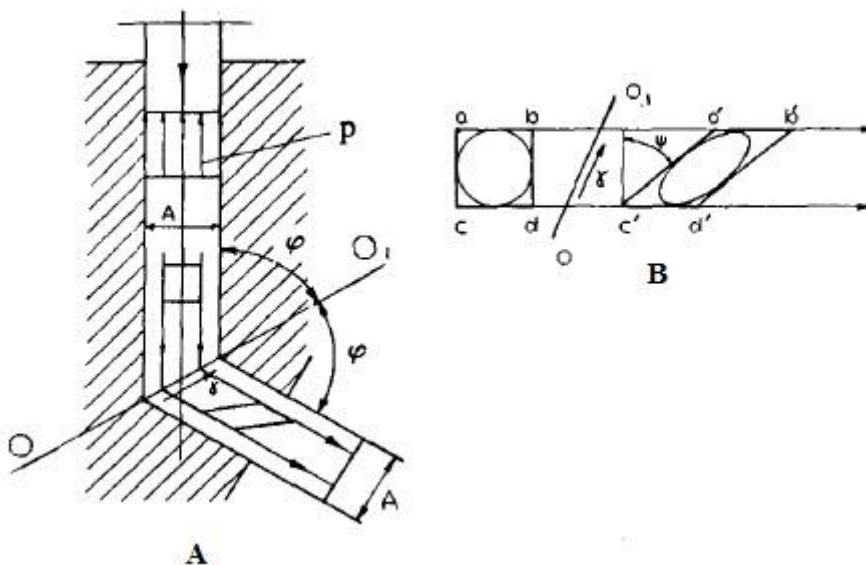
Pode-se definir o ECAP como um processo de deformação plástica severa onde ocorre a redução do tamanho de grão do material sem que haja a redução de sua secção transversal.

Uma das mais significantes características da técnica ECAP é a capacidade de obtenção de um refinamento de grão uniforme em uma vasta gama de materiais. No entanto o processo

necessita de um controle de diversas variáveis que podem influenciar no produto final como: números de passes no canal (nível de deformação imposta), rotas de processamento e natureza dos materiais. Todas essas variáveis combinadas com as configurações dos ensaios como, geometria de ferramentas utilizadas, temperatura, velocidade de deformação, e pressão de retorno, devem ser corretamente estabelecidas para obtenção de um resultado ótimo (VALIEV, 2006; WANG, 2016).

O processo ECAP submete o material a um mecanismo de deformação predominante de cisalhamento simples, que permite a obtenção de grandes deformações e refinamento da microestrutura de sólidos cristalinos (HUANG et al., 2011). A deformação plástica severa que ocorre durante o processo ECAP ocorre basicamente quando se processa uma amostra de metal através de uma matriz rígida contendo dois canais, sendo que estes canais se interceptam fazendo entre si um ângulo Φ , a uma temperatura baixa, se compararmos as de trabalho a quente de um processo convencional de conformação plástica. Ao passar pela matriz o material sofre uma distorção de sua microestrutura devido ao cisalhamento simples mencionado anteriormente. Na Figura 8 pode se observar o princípio do processo, e as linhas de deformação plástica devido a movimentação dos planos de deslizamento.

Figura 8 - Cisalhamento Simples causado pelo processo ECAP.



Fonte: Segal (1994)

A Figura 8A demonstra o princípio do processo, no qual a modificação da morfologia dos elementos estruturais do material ocorre na linha de deformação $O-O_1$. As linhas de

deformação ab e cb indicadas na Figura 8B demonstram como a quebra da estrutura original do grão ocorre através da linha de deformação 0-0i (SEGAL, 1994).

O ECAP possui algumas vantagens que o tornam interessantes para obtenção de granulometria ultrafina:

- Podem ser alcançados altos níveis de deformação plástica no material
- A textura da microestrutura do material pode ser alterada de acordo com as rotas de processamento utilizadas (Serão discutidas posteriormente as rotas de processamento aplicáveis a este processo).
- Pode ser aplicado a diversas classes de materiais
- A amostra poder ser submetida a diversos números de passes e obter microestrutura homogênea.
- Neste processo não há alteração significativa da seção transversal.

Conforme dito anteriormente o processo pode ser aplicado a diversos tipos de materiais, tanto materiais de alta resistência mecânica e baixa resistência, sendo necessário a variação de alguns parâmetros de processo para adaptar a cada tipo de material. Para materiais de baixa resistência mecânica o processo é um pouco mais simples, pois pode ser realizado a temperatura ambiente e com máquinas de baixa capacidade de carga, devido a existência de diversos planos de deslizamento característicos destes materiais, facilitando a deformação. (HUANG, 2011). No caso de materiais de alta resistência mecânica o processo requer maior atenção na hora de seleção da temperatura de trabalho, velocidade de deformação, e lubrificação, pois estes materiais possuem planos de deslizamento restritos, e maior resistência a deformação plástica (VALIEV, 2006; EGHBALI, 2013).

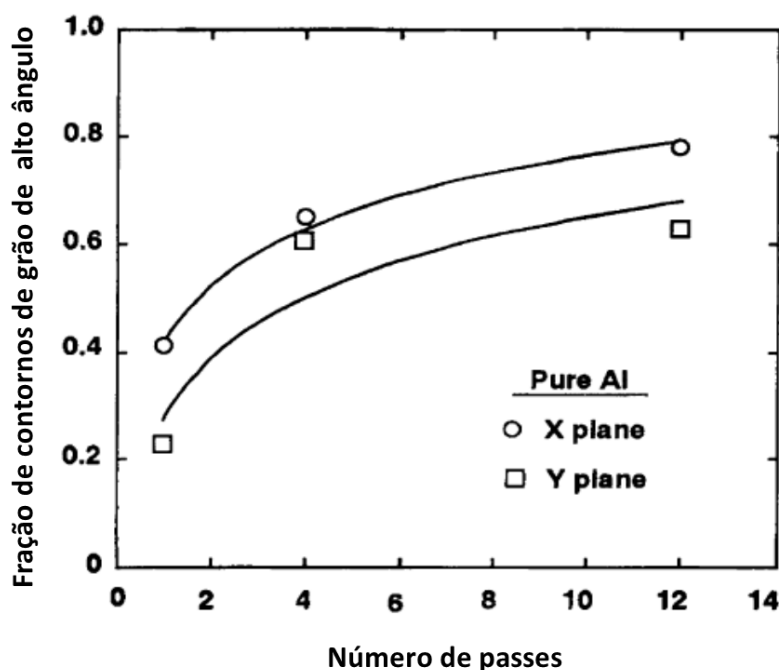
Por se tratar de um processo o qual é induzido um alto nível de deformação no material, o processo ECAP embora gere a obtenção de microestrutura refinada e homogênea, promove também a formação defeitos como vacância e discordâncias devido ao deslizamento dos planos cristalográficos. Esses defeitos na rede cristalina podem iniciar a formação de falhas como micro cavidades ou microtrincas que com o acúmulo de deformações permite reduzir a ductilidade do material. Contudo para amenizar esse efeito negativo nas propriedades mecânicas do material novas técnicas vem sendo estudadas para reduzir a redução de ductilidade do material quando submetidas ao processo ECAP. Tin Hao et al. (2016) em sua pesquisa realizou tratamento de recozimento entre os passes de ECAP em um aço liga 9Cr1Mo com intuito de amenizar o efeito da diminuição de ductilidade causada pelas DPS. Como resultado Tin Hao verificou uma redução de ductilidade em relação ao material na

condição conforme recebido, partindo de um alongamento de 31% para 17%, com amostras submetidas a dois passes de ECAP. Utilizando recozimento entre os passes o resultado para o mesmo material submetido a 2 passes foi de 20% de alongamento final, e sem redução significativa da resistência mecânica.

A redução do tamanho de grãos causada pelo processo ECAP foi evidenciada primeiramente em estudos utilizando alumínio puro, e interessantes características foram identificadas com relação a anisotropia do material após submetido ao processo. Valiev et al. (2006), identificou que a resistência mecânica paralela aos três principais eixos (x,y,z) foi aproximadamente a mesma para as amostras ensaiadas. Baseado nestes fatos, pode se dizer que não houve anisotropia significativa resultante do processo ECAP para o alumínio, ou seja, o processo proporcionou ao material propriedades mecânicas similares em todas as direções (VALIEV, 2006; NAGATO et al., 2007).

Conforme discutido neste trabalho, os contornos de grão possuem grande importância nos estudos das influências do processo ECAP no comportamento mecânico dos metais, portanto as transformações ocorridas na configuração dos contornos de grãos devem ser compreendidas e analisadas. De acordo com Gu et al. (2014) a densidade de contornos de grãos de alto ângulo aumenta conforme número de passes por uma matriz de ECAP, devido a movimentação e alojamento das discordâncias de acordo com seus estudos em um liga de alumínio (Figura 9). O processo ECAP se torna único devido a esta característica de promover a desorientação entre os contornos de grãos de maneira controlada, favorecendo a aplicação do processo em diversos tipos de metais.

Figura 9 - Variação de fração de densidade de contornos de grãos de alto ângulo com número de passes ECAP.



Fonte: Adaptado de Valiev (2006)

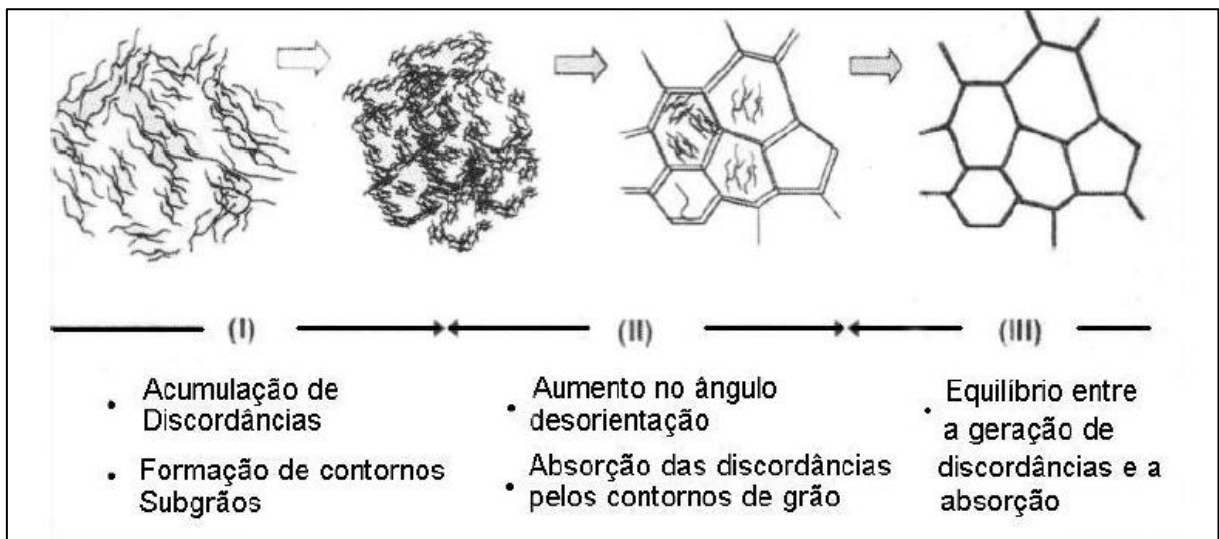
A possibilidade da obtenção de microestruturas homogêneas, conforme mencionado acima, é uma das características interessantes do processo ECAP, que possibilita a formação de estruturas livres de propriedades anisotrópicas. Contudo, de acordo com Valiev et al. (2006), o grau de anisotropia pode variar de acordo com os tipos de materiais, devido a textura cristalográfica apresentada no material.

O tamanho de grãos obtido ao final de um processo ECAP em materiais policristalinos, é diretamente influenciado no primeiro passe pelo canal de deformação, pois no primeiro passe que ocorre um alongamento das células que formam a estrutura cristalina do material, ou uma reordenação dos sub-grãos presentes nas bandas de deslizamento. Este efeito desenvolve ao longo de todo plano de escorregamento fazendo com que os maiores lados dos sub-grãos nas bandas de deslizamento fiquem paralelos aos planos de escorregamentos ativados com a deformação do primeiro passe. Considerando que a amostra submetida ao processo não altera de seção transversal, os passes repetitivos induzem um alto nível de deformação onde os contornos dos sub-grãos evoluem para contorno de alto ângulo através da absorção das discordâncias, produzindo contornos de grão de menor tamanho separados por contorno de grão de alto ângulo. A microestrutura final após o balanço entre a geração de

discordâncias dentro das células e a absorção destas pelos contornos, apresenta uma maior proporção de contornos de alto ângulo (SONG, 2013; SUH, 2016). A evolução do refinamento pode ser observada na Figura 10.

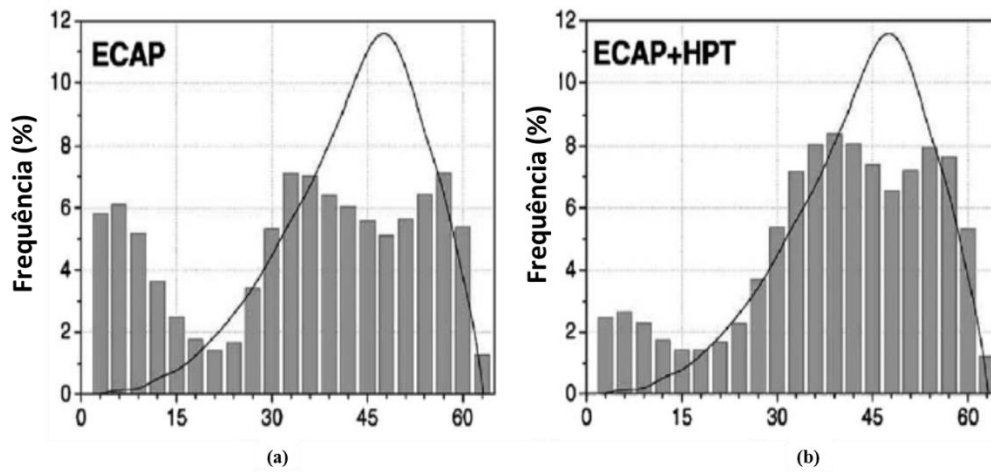
Com intuito de favorecer o refino de grãos por ECAP, algumas técnicas pós-ECAP podem ser adotadas. A combinação de processos como de extrusão ou laminação a frio posteriormente ao de ECAP a temperaturas altas demonstrou em aços e ligas de titânio um refinamento maior dos grãos. Outra técnica utilizada é a processo de “*high pressure torsion (HPT)*”, que consiste em um esforço de torção a alta pressão logo após as amostras passarem pela matriz de ECAP. Na Figura 11 pode se observar o efeito do HPT na distribuição de desorientações dos ângulos estrutura cristalina de uma liga de níquel. Com esta figura pode-se verificar uma maior presença de contornos de alto ângulo para o processo que combina ECAP com HPT (VALIEV, 2006).

Figura 10 - Evolução microestrutural durante refino de grãos.



Fonte: Ito (2009)

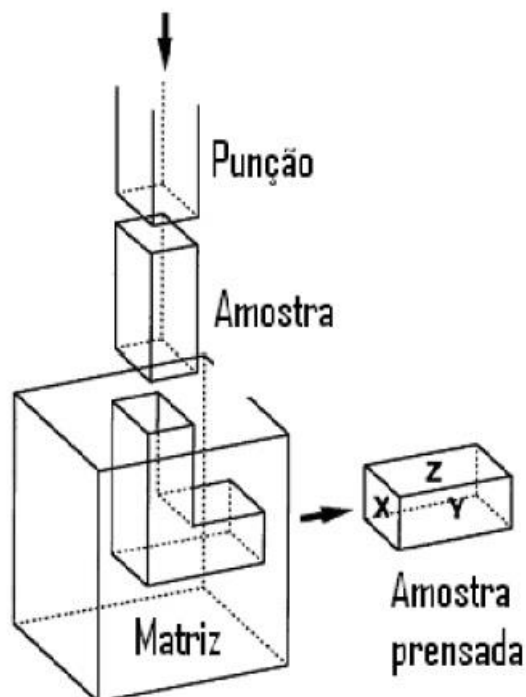
Figura 11 - Distribuição de desorientação dos contornos de grãos em um liga de níquel (a) ECAP e (b) ECAP+HPT.



Fonte: Adaptado de Valiev (2006)

No processo convencional de ECAP, a amostra na forma de barras e tubos passa por um canal da matriz aplicando-se uma carga por meio de um punção, conforme ilustra Figura 12 (VALIEV, 2006).

Figura 12 - Método Convencional de ECAP Simplificado.

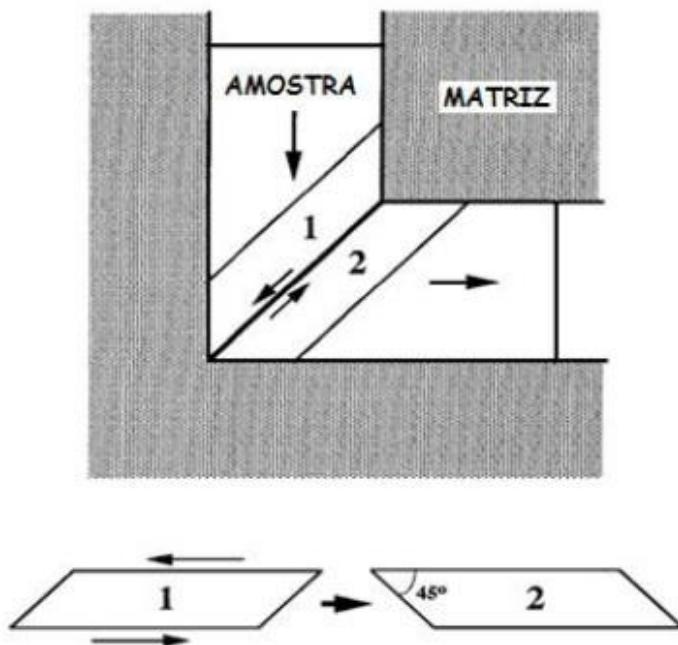


Fonte: Adaptado de Valiev (2006)

A Figura 12 demonstra uma matriz simples de ECAP com canais formando um ângulo (Φ) abrupto de 90° . Os planos X, “Y” e “Z” na mesma figura denotam o plano transversal, o plano de fluxo, e o plano de longitudinal da amostra respectivamente, após passagem pela matriz (VALIEV, 2006).

O plano de cisalhamento o qual a amostra é submetida ao passar pela matriz pode ser observado na Figura 13, localizado na intersecção destes canais. O cisalhamento ocorre devido as deformações impostas em dois sentidos opostos, nas direções 1 e 2, e apesar da intensa deformação que as amostras são submetidas a área da seção transversal não altera. Conforme discutido anteriormente neste trabalho esta é umas das principais vantagens deste processo em relação aos convencionais de trabalho a frio como, laminação, extrusão, trefilação etc.. (VALIEV, 2006).

Figura 13 - Plano de deslizamento na matriz de ECAP.



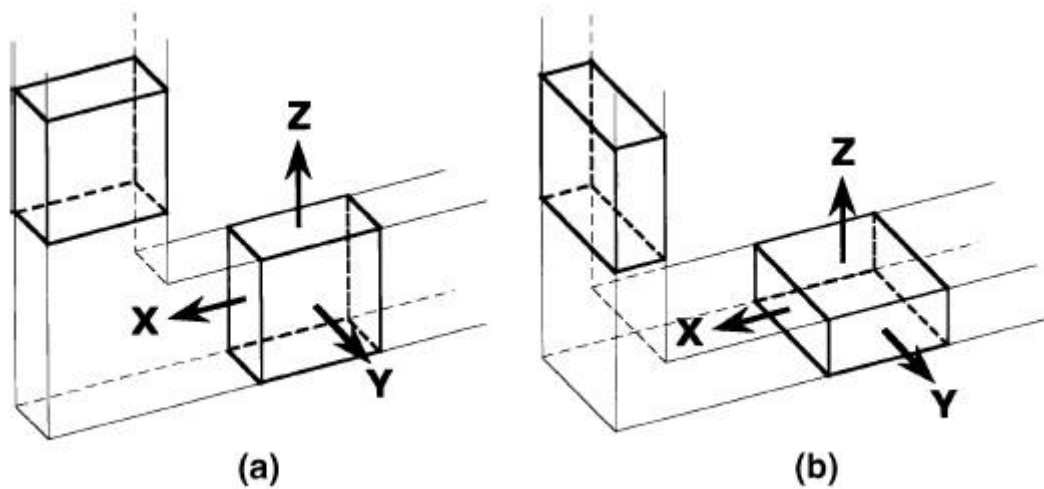
Fonte: Valiev (2006)

Considerando que a área da seção transversal não se altera com o processo, as amostras podem ser passadas mais que uma vez na mesma matriz para obterem maiores níveis de deformação. Os repetitivos passes na matriz podem ativar novos planos cristalográficos de deslizamento a cada passe na matriz, devido a uma simples rotação das amostras em diferentes sentidos (SEGAL, 2004).

As amostras para ensaios em matrizes de ECAP podem ser confeccionadas com seção transversais quadradas ou circulares. As amostras de seção transversal circulares são consideradas mais fáceis de passar pela matriz, evitando alguns problemas comuns nestes ensaios como: travamento dos corpos de prova (cdp) na matriz após ensaios, necessidade de lubrificantes de alto desempenho, e evitar surgimento de trincas na matriz devido as arestas agudas quando se utiliza altas cargas de prensagem para o ensaio por exemplo.

Em alguns casos, materiais com grãos ultrafinos podem possuir a forma de chapas e alguns estudos foram desenvolvidos para aplicação do ECAP. Existem atualmente duas configurações de ferramenta para ECAP em chapas, sendo estas visualizadas na Figura 14. As ferramentas possuem duas orientações de processo diferentes, Figura 14(a) na configuração vertical, e Figura 14 (b) na horizontal. O princípio desse processo é o mesmo em comparação com ECAP para barras e tarugos, sendo para configuração vertical a chapa possui maior dimensão no sentido dos eixos X e Z, e para configuração horizontal maiores dimensões no sentidos dos eixos X e Y, conforme ilustra Figura 10 (VALIEV, 2006).

Figura 14 - Aplicação de ECAP em chapas.



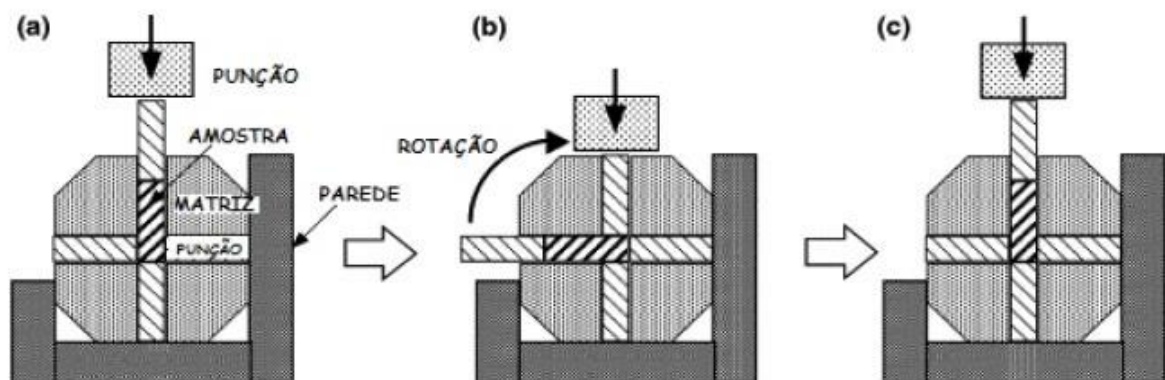
Fonte: Valiev (2006)

Ao contrário do processo aplicado em barras e tarugos, para chapas a rotação entre passe é limitada devido a geometria, deste modo, para este tipo de ECAP os ensaios tem uma variabilidade de propriedades que podem ser alcançadas menor.

Apesar de diversas vantagens no que diz respeito a propriedades mecânicas, o processo ECAP possui algumas limitações que podem retardar o desenvolvimento de um estudo. Nos principais processos de ECAP as amostras necessitam ser removidas e reinseridas na matriz, para uma determinada sequência de passes. Isto se torna um problema pois essas operações

normalmente são trabalhosas e tomam certo tempo nos ensaios. Tendo em vista isto, alguns processos alternativos foram desenvolvidos para amenizar estas limitações. O mecanismo de configuração de matriz rotatória ilustrada esquematicamente pela Figura 15 consiste em possuir dois canais de mesma seção transversal, interseccionados no centro em um ângulo de 90° , com utilização de três punções de igual comprimento inseridos na posição inferior do canal vertical e do canal horizontal, conforme Figura 15(a). A amostra é inserida no canal vertical, sendo pressionada pelo punção superior primeiramente até alcançar o punção inferior. Posteriormente o canal é rotacionado 90° para que possa ser pressionado novamente por outro punção. Com este processo a amostra passa por dois passes sem sofrer rotação, equivalente a rota A de ECAP convencional, que será discutida posteriormente (VALIEV, 2006).

Figura 15 - ECAP usando matriz giratória.

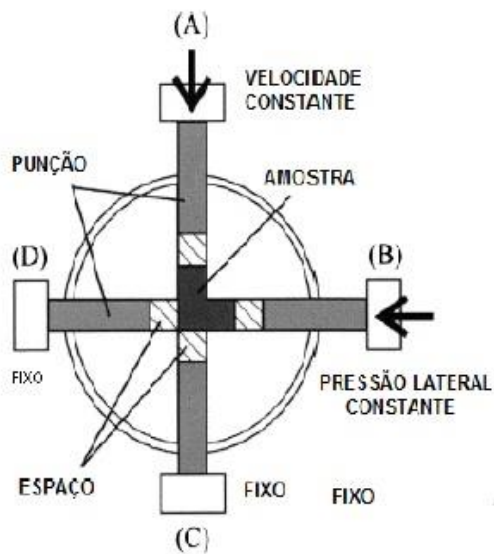


Fonte: Valiev (2006)

A vantagem deste método se deve a simplicidade das operações entre passes, e segundo Nakashima et al. (2000), o processo obteve sucesso com passagem de 32 passes consecutivos pela matriz. Contudo, o processo possui uma desvantagem de limitação de rotas de processo ECAP da amostra entre passes, o que pode deixar algumas heterogeneidades na microestrutura final, e a complexidade da confecção de uma ferramenta deste tipo (FARIAS, 2009). Uma alternativa que se baseia no mesmo princípio físico é a extrusão lateral, demonstrada na Figura 16. O processo utiliza quatro punções, os quais são capazes de gerar altas forças de atrito durante as operações, onde a amostra é pressionada pela punção A e pelo punção lateral B (Figura 16). Com a rotação do eixo da matriz pode se aplicar repetidos passes (VALIEV, 2006).

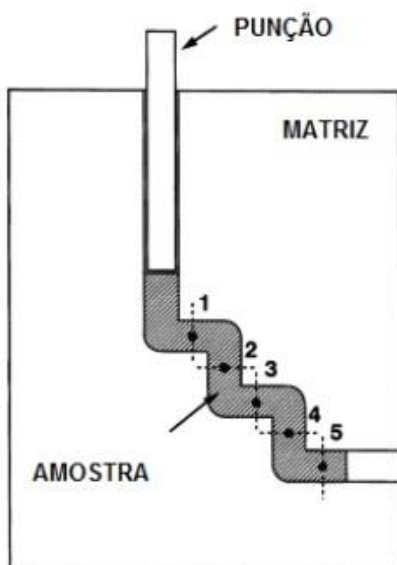
Um processo alternativo que tem sido motivo de estudo dos pesquisadores é construção de matrizes de múltiplos passes, Figura 17. Estes tipos de configurações de matriz possuem cinco ângulos de 90° contendo cinco canais interseccionados, o qual um simples passe na matriz equivale a cinco passes em uma ferramenta convencional (Figura 8), seguindo a Rota C, que também será discutida posteriormente neste trabalho.

Figura 16 - ECAP por extrusão lateral.



Fonte: Valiev (2006)

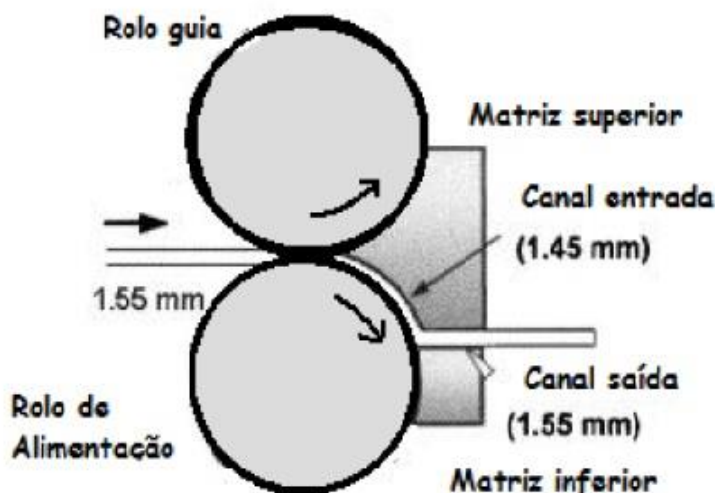
Figura 17 - ECAP em matriz de múltiplos passes.



Fonte: Valiev (2006)

Dentre os processos de ECAP uma diferente vertente do processo também tem sido estudada para obtenção de grãos ultrafinos, sendo este o processo de deslizamento contínuo de chapa confinada. A ilustração esquemática deste processo pode ser visualizada na Figura 18. Este processo atraiu a atenção da indústria nos últimos anos devido ao fato de poder modificar propriedades mecânicas interessantes em chapas. O processo foi desenvolvido baseando no princípio de laminação combinados com os princípios de ECAP. As chapas são submetidas à deformação por meio de dois laminadores no qual as chapas reduzem minimamente de espessura, e em seguida passam por um canal no qual a espessura adquire a dimensão inicial. Apesar de aparentemente o processo ter obtido êxito nos primeiros experimentos, somente foi aplicável a uma restrita gama de materiais, e necessita de maiores dados para aplicação em larga escala industrial (VALIEV, 2006; HUANG et al., 2011).

Figura 18 - ECAP por deslizamento de chapa contínua confinada.



Fonte: Adaptado de Valiev (2006)

3.3.3 Parâmetros de influência no processo ECAP

Conforme descrito nos tópicos anteriores deste trabalho, o processo ECAP induz a obtenção de granulometria mais fina basicamente devido ao mecanismo de cisalhamento simples dos metais. Existem no entanto algumas variáveis que influenciam diretamente o resultado final deste processo como: deformação imposta em cada passe, ângulo entre os canais, sistemas de deslizamento cristalográficos ativados, e as rotas de processamento.

Deformações severas são normalmente intrínsecas de um processo ECAP, e a magnitude dos níveis de deformações que ocorre durante o processo pode ser dimensionada analisando as configurações geométricas das matrizes, conforme ilustra a Figura 19. Na Figura 19 o ângulo Φ representa o ângulo do canal, e o ângulo ψ representa o ângulo de cotovelo externo da ferramenta, sendo três condições de combinações destes ângulos demonstradas na Figura. Figura 19(a) corresponde a situação limite, a qual $\psi=0^\circ$, na Figura 19(b) representa a situação de $\psi= (\pi-\Phi)$, e por fim a Figura 19(c) demonstra a situação intermediária a qual $0^\circ < \psi < (\pi-\Phi)^\circ$. Na primeira situação ($\psi=0^\circ$) a deformação ocorre através dos planos de cisalhamento distorcido representado pelo paralelogramo $a'b'c'd'$, e poder representada pela expressão matemática representada pela equação 6 (VALIEV, 2006).

$$\gamma = 2 \cdot \text{COT} \frac{(\Phi)}{2} \quad (6)$$

Seguindo as mesmas condições para segunda combinação de ângulos ($\psi= (\pi-\Phi)$), a expressão matemática de deformação é demonstrada pela equação (7).

$$\gamma = \psi \quad (7)$$

Para terceira situação ($0^\circ < \psi < (\pi-\Phi)^\circ$) a deformação pode ser expressa pela equação (8).

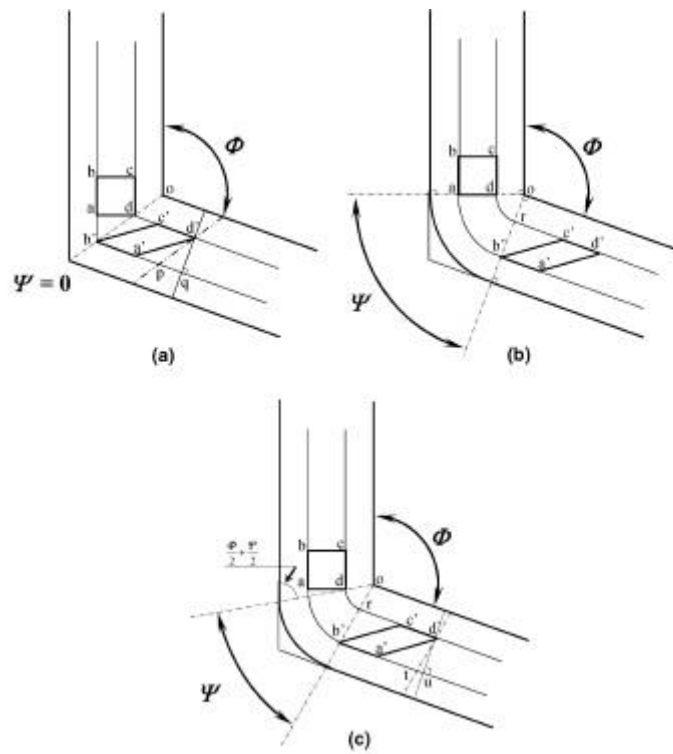
$$\gamma = 2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \quad (8)$$

Combinando as equações acima pode definir uma expressão geral que considera a deformação resultante, depois de N passes na ferramenta ECAP, através da equação 9.

$$\varepsilon_n = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \text{COT} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] \quad (9)$$

Com base nas equações acima pode-se dizer que o ângulo do canal (Φ), e ângulo(ψ) influenciam na deformação, sendo que a redução do ângulo do canal aumenta a deformação resultante (SEGAL, 1999). Segundo Segal (1999), em seus estudos analíticos a combinação dos ângulos $\Phi= 90^\circ$, e $\psi= 0^\circ$ favorecem ao desenvolvimento de uma estrutura de grãos ultrafinos de maior deformação em comparação a ângulos de canais (Φ) maiores que 90° .

Figura 19 - Princípios de deformação de acordo geometria das ferramentas.



Fonte: Segal (1999)

A análise da influência dos ângulos Φ pode ser visualizada na tabela 1, na qual é possível verificar que para ângulos entre canais (Φ) maiores que 90° , desde que mantido constantes o raio do cotovelo externo e seu ângulo (ψ), a deformação equivalente (ϵ_n) por passe decresce (VALIEV, 2006).

Tabela 1 - Efeito dos ângulos Φ e ψ no processo ECAP.

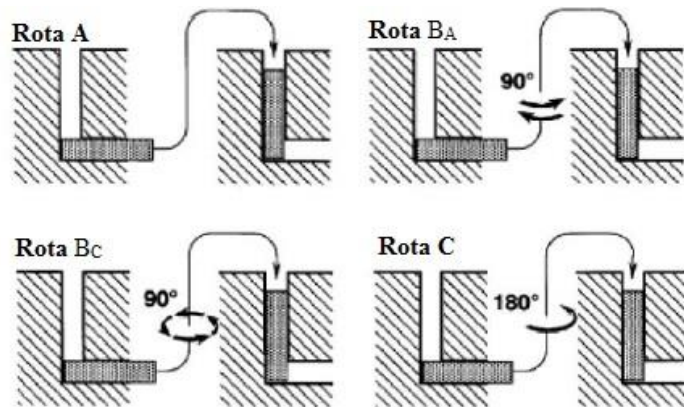
Ângulo do Canal (Φ)	Raio do cotovelo (R)	Ângulo do Cotovelo (ψ)	Deformação por passe (ϵ)
90°	0	0	1,115
	0,25	16	1,072
	0,50	37	0,992
	0,75	62	0,932
	1,00	90	0,907
120°	0	0	0,667
	0,25	13	0,645
	0,50	28	0,625
	0,75	44	0,610
	1,00	60	0,605
135°	0	0	0,478
	0,25	5	0,474
	0,50	22	0,461
	0,75	33	0,436
	1,00	45	0,453

Fonte: Adaptado de Segal (1999)

As rotas de processamento assim como ângulos de ferramenta também desempenham papel importante no processo ECAP, pois influenciam na morfologia da microestrutura final, e conseqüentemente nas propriedades mecânicas. Existem quatro diferentes rotas de processamento conhecidas atualmente, e podem ser visualizadas na Figura 20. Na **rota A**, a amostra é pressionada sem rotação entre os passes. No caso da **rota B_a** a amostra é rotacionada 90° no sentido transversal e em direções alternadas entre passes, e na **rota B_c** a amostra é rotacionada 90° em torno do seu eixo longitudinal. A **rota C** a amostra é rotacionada 180° em torno de seu eixo longitudinal (SEGAL, 1995).

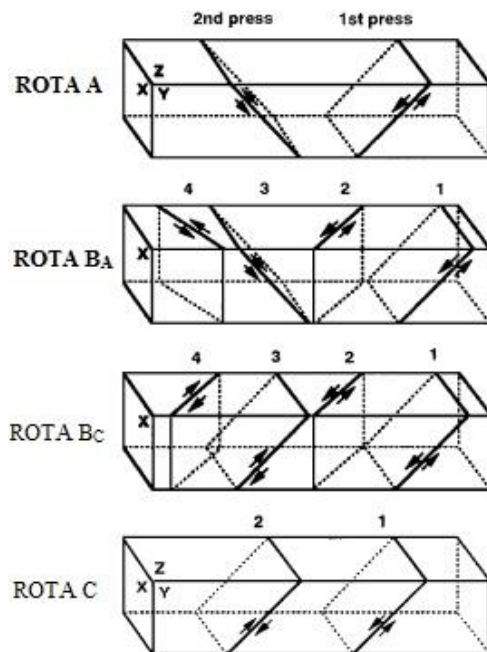
As diferentes rotas de processamento induzem o deslizamento de diferentes planos cristalográficos, portanto diferentes sistemas de deslizamento podem ser ativados nas microestruturas do mesmo material. A Figura 21 ilustra os diferentes sistemas de deslizamento para cada rota de processamento, onde X,Y, Z representam os planos ortogonais.

Figura 20 - Rotas de processamento ECAP.



Fonte: Adaptado de Segal (1999)

Figura 21 - Sistemas de deslizamento das rotas de processamento ECAP.



Fonte: Adaptado de Segal (1999)

Na rota C os planos somente mudam de direção entre passes, ou seja, o cisalhamento ocorre no mesmo plano, porém em direções opostas e devido a este fato é denominado um processo de deformação redundante. Um análise similar ocorre com a rota B_c que também pode ser considerada como deformação redundante por que o deslizamento dos planos no primeiro passe é cancelado pelo deslizamento do terceiro passe, e o do segundo passe é cancelado pelo o quarto passe é assim sucessivamente. No caso das rotas A e B_a este processo é o oposto em relação aos planos deslizamento para as rotas B_c e C, pois as deformações não são redundantes, devido a induzirem a formação de dois planos de cisalhamento interceptados

formando ângulo de 90° considerando a rota A, e um ângulo de 120° no caso da rota B_a . Estes planos de cisalhamento formados pelas rotas implicam em distorções na estrutura cúbica formada pelos planos X,Y,Z. As características macroscópicas intrínsecas do processo devido a estas distorções dos planos, considerando um limite de oito passes, podem ser visualizadas na Figura 22 (VALIEV et al., 2006).

Figura 22 - Tipos de distorções em um elemento cúbico.

Rotas	Planos	Numero de Passes								
		0	1	2	3	4	5	6	7	8
A	X									
	Y									
	Z									
B_a	X									
	Y									
	Z									
B_c	X									
	Y									
	Z									
C	X									
	Y									
	Z									

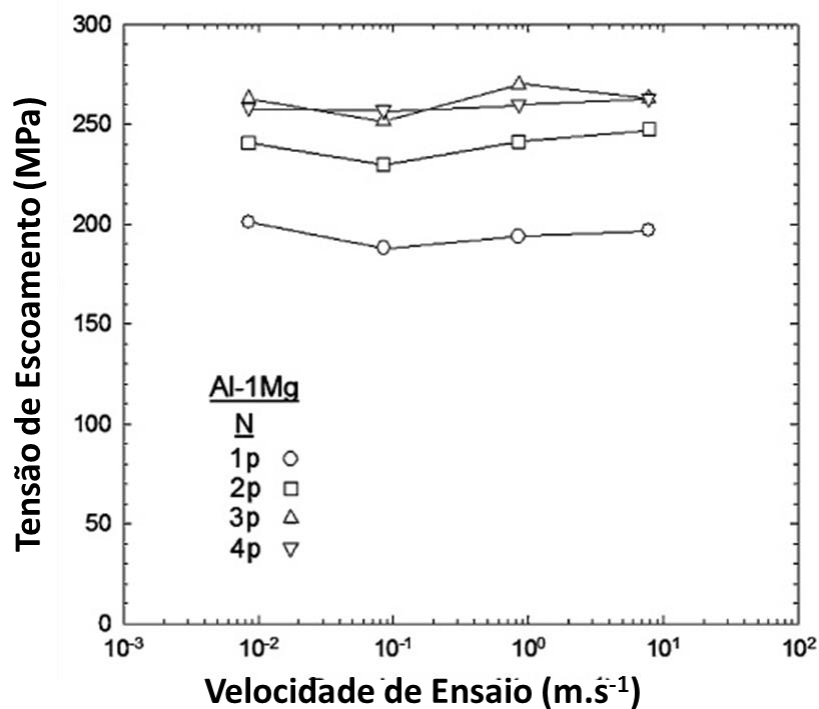
Fonte: Segal (1999)

Analisando a Figura 22 verifica-se que as distorções mais agudas no elemento cúbico foram nas rotas de processamento de A e B_a . Considerando as rotas B_c , e C o elemento cúbico retoma sua forma original, sendo na rota B_c a cada 4 passes, e a cada 2 passes na rota C (SEGAL, 1999). Com acúmulo das deformações decorrentes de consecutivos passes na matriz, a fração volumétrica dos contornos de grãos aumenta em decorrência da sua redução,

e novos planos de deslizamento que surgem, assim como o aumento da densidade de discordâncias presentes na estrutura cristalográfica.

A velocidade de prensagem ou ensaio é outra variável que influencia diretamente no resultado do processo ECAP. Normalmente as velocidades aplicadas em ensaios são em torno de 1 a 20 mm/s. Segundo Valiev et al. (2006) em seus estudos foi demonstrado que a variação de velocidade de ensaio em uma liga Al-1Mg%, não influenciou diretamente no tamanho de grão das amostras ensaiadas, porém considerando que a recuperação da microestrutura, ocorre mais facilmente em baixas velocidades, obtendo desde modo granulometria mais homogênea. Contudo observar-se que no que diz respeito a resistência ao escoamento, a velocidade pouco influenciou no resultado, conforme gráfico na Figura 23.

Figura 23 - Variação da resistência ao escoamento da liga Al-1%Mg de acordo com a velocidade de processo.



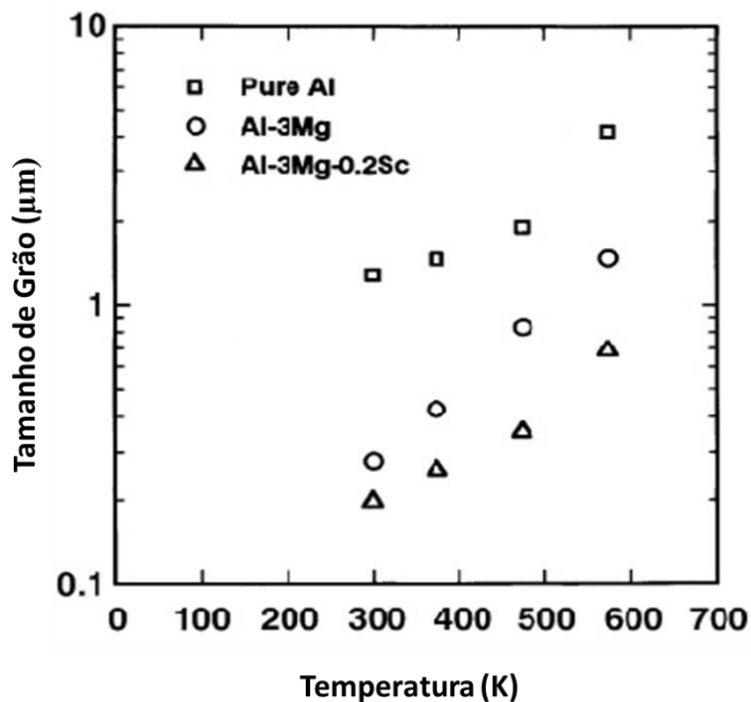
Fonte: Adaptado de Valiev (2006)

Na Figura 23 pode se observar também que de acordo com o número de passes a resistência ao escoamento aumentou da liga de alumínio, contudo esse aumento tende a ser contido após o terceiro passe (SEGAL, 1999).

A temperatura utilizada nos processos ECAP é considerada um fator determinante devido ao sua importância na obtenção das propriedades mecânicas finais, e seleção mais

adequada dos equipamentos conforme capacidade de carga das máquinas. Os primeiros estudos que verificaram a influência da temperatura foram utilizando alumínio puro e a liga Al-3%Mg, e como resultado conseguiram chegar a duas principais conclusões. A primeira foi que a medida que aumenta a temperatura ocorre um aumento dos tamanhos de grãos nos materiais ensaiados, conforme ilustra Figura 24. Segunda importante definição encontrada foi que com o aumento da temperatura, a presença de contornos de grão de baixo ângulo aumenta na microestrutura, isto ocorre devido a maior taxa de difusão e recuperação em temperaturas mais altas, levando a uma diminuição do número de discordâncias na microestrutura. No entanto também foi verificado que o aumento do tamanho de grãos devido a temperatura pode variar de acordo com material (VALIEV et al., 2006). Embora em altas temperaturas o material tenha maior facilidade de passar pela matriz, o processo ECAP se tornar mais interessante utilizando temperaturas mais baixas, pois pode se obter granulometria mais fina, aumentando diversas propriedades mecânicas. Isto ocorre devido à presença de maior densidade de contornos de grãos de alto ângulo que são formados quando o processo é realizado a menores temperaturas.

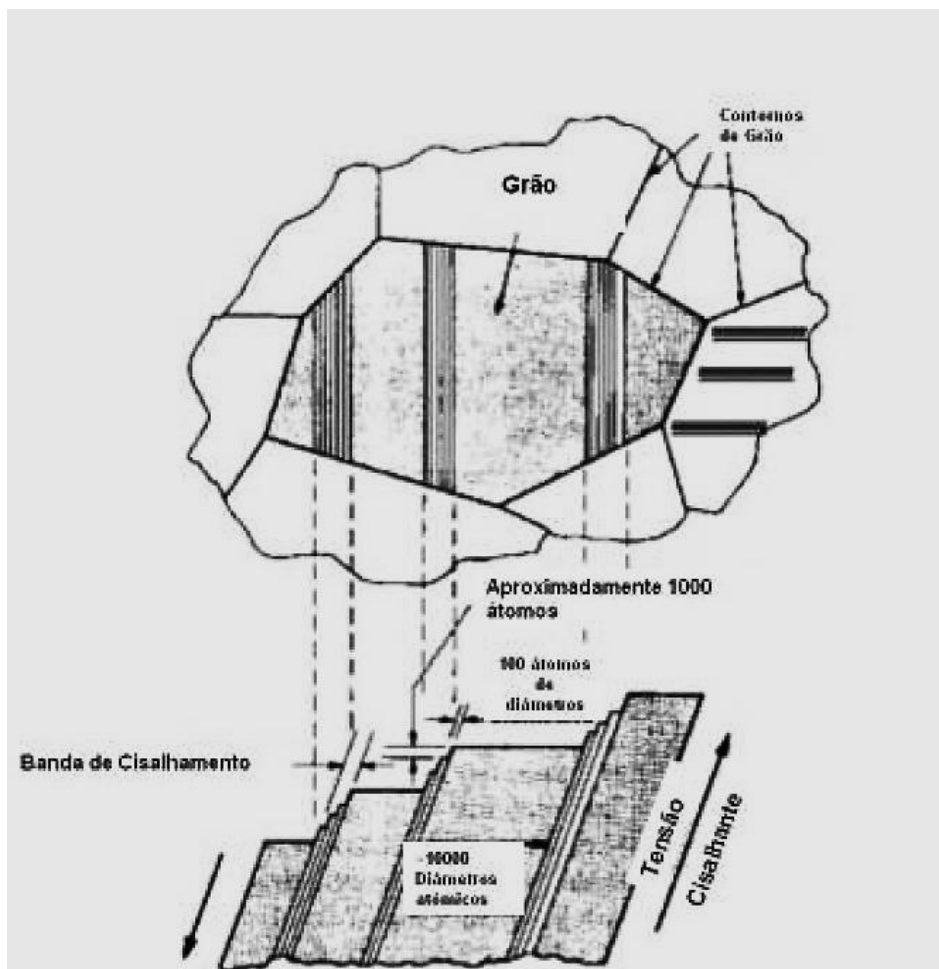
Figura 24 - Tamanho de grão versus temperatura.



Fonte: Adaptado de Valiev (2006)

O estudo das modificações causadas pelo processo ECAP na rede cristalina dos metais possui extrema importância para entendimento no comportamento das propriedades mecânicas nos aços (SANTOS, 2009). Conforme demonstrado nos tópicos acima, o processo ECAP consiste basicamente no princípio de deformação plástica consequência do cisalhamento simples entre planos cristalográficos. Neste contexto a maioria das propriedades físicas dos materiais cristalinos tais como elasticidade, resistência mecânica, condutividade elétrica dentre outras, são anisotrópicas, ou seja, dependem da orientação cristalográfica a qual são medidas. Em materiais metálicos policristalinos a orientação preferencial é desenvolvida em todos os estágios do processo de deformação plástica severa, influenciando deste modo, ao final do processo ECAP nas propriedades mecânicas, por exemplo. Dentro dos processos de deformação plástica os planos cristalográficos sofrem deslizamento modificando sua posição e com isto adquirindo uma nova textura. O fenômeno pode ser observado na Figura 25 (DUAN et al., 2016).

Figura 25 - Sistema de deslocamento de planos em um grão.

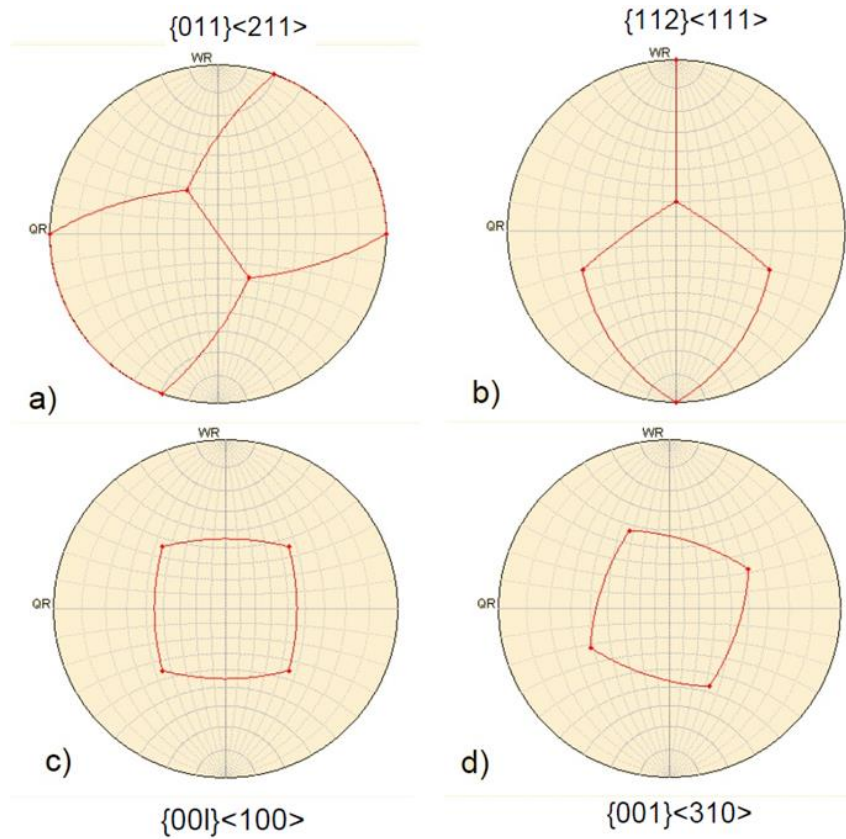


Fonte: Duan (2016)

A avaliação e análise da textura cristalográfica podem ser realizadas por meio de uma metodologia de estatística para analisar a distribuição das orientações cristalográficas nos materiais policristalinos. De acordo com Bunge (1982) o processo matemático para caracterizar as orientações cristalográficas é denominado “Função de Distribuição de Orientações (FDO)”. A textura do material pode se representada por meio de figuras de polos diretas e figuras de polos inversos. Estas figuras são projeções estereográficas que mostram a variação da densidade do pólo com a orientação de um determinado conjunto de planos cristalinos, sendo que cada figura de polo se refere a apenas um plano cristalográficos (hkl). Estas projeções estereográficas são demonstradas em termos de sistemas de referência que correspondem a direção definida na amostra de acordo com sua estrutura cristalina. Na Figura 26 são demonstrados algumas figuras de polos correspondente a diversas estruturas cristalinas com seus respectivos planos e direções de escorregamento, referentes as ligas de alumínio (BUNGE, 1982; SANTOS, 2009).

As Figuras de polo são obtidas pelo método de reflexão de Schulz e pelo método de transmissão por meio da técnica de difração de raio-X que expressam a distribuição de orientação dos cristais em relação a um plano cristalográfico (SANTOS, 2009).

Figura 26 - Principais orientações cristalográficas das ligas de alumínio seguindo os índices de Miller.



Fonte: Bunge (1982)

3.4 PROCESSO ECAP EM AÇOS.

No decorrer dos últimos anos as pesquisas voltadas para estudos da aplicação do processo ECAP em aços tem crescido devido as melhorias que podem promover nesta classe de materiais, pois se trata de materiais com diversas aplicações na indústria moderna. As variações de propriedades físicas que podem ser obtidas com ECAP para os aços ainda são limitadas, se compararmos com as ligas de alumínio. Contudo, com avanços das pesquisas e consequente melhorias em diversas propriedades mecânicas dos aços como, por exemplo, aliar resistência mecânica com ductilidade, e até mesmo aumento de resistência a fadiga, faz com a aplicação de ECAP em aços tenha um futuro promissor.

O propósito de aplicação de ECAP em aços tem como principio obter refinamento de grãos com altos níveis de deformação plástica. A equação (10) simplifica a determinação dos níveis de deformação impostos em materiais quando sujeitos a ECAP (HUANG, 2011).

$$\varepsilon = N \cdot \frac{2 \cot \frac{\varphi}{2}}{\sqrt{3}} \quad (10)$$

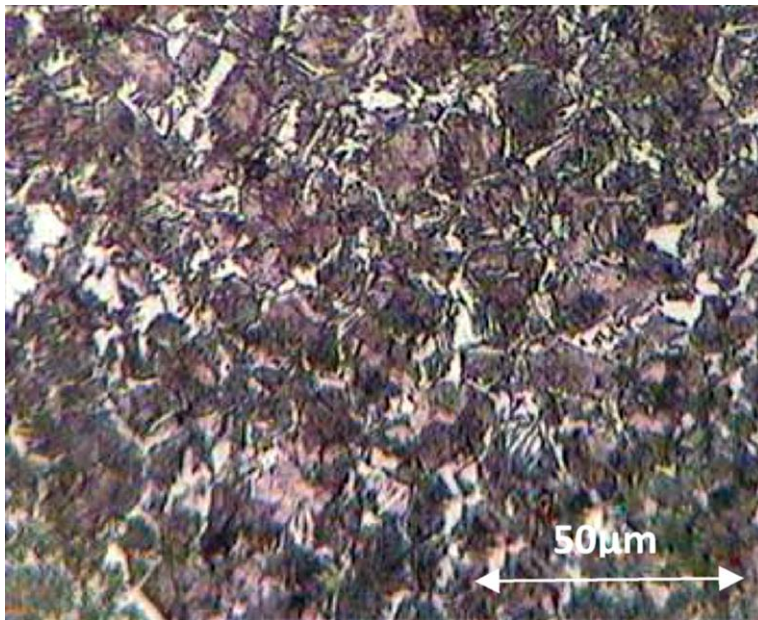
onde “ N ” é o numero de ciclos de deformação; φ é o ângulo de intersecção entre dois canais de deformação; ε é o nível de deformação acumulada.

Com base nesta equação de acordo com Kondavetti et al. (2015) o processo ECAP pode induzir níveis de deformação real (ε), como é conhecida na literatura, superiores a 2, enquanto os processos convencionais são bem inferiores a este valor (ASKELAND, 2008).

Kondavetti et al. (2015) estudou a influência do ECAP em um aço baixo carbono utilizando ferramenta com ângulo de 120° entre os canais na resistência mecânica, dureza, e na microestrutura. Nos resultados de sua pesquisa foi verificado que para uma temperatura de 350°C e um passe pela matriz, a resistência mecânica aumentou de 459 MPa para 619 MPa. Porém foi verificado um grande decréscimo da ductilidade medida através do alongamento. Para o material base o alongamento obtido nos ensaios foi de 26%, enquanto que para o com ECAP foi de apenas 13%. Esta diferença ocorre devido ao encruamento e alto nível de tensões residuais induzidas com processos de deformação plástica severa, a temperaturas relativamente baixas para o aço. Como consequência do processo, devido aos fatores descritos acima, foi verificado um grande aumento da dureza nas amostras processadas por ECAP. Contudo, se considerarmos que para aplicação dos aços estruturais na indústria uma melhor relação entre resistência mecânica e ductilidade é requerida, algumas alternativas têm sido consideradas para melhorar essa relação. De acordo com Kondavetti a obtenção de

microestrutura composta de Ferrita e Martensita formando uma microestrutura duplex tem sido estudada como forma de melhoria para amenizar os efeitos do aumento da resistência na redução da ductilidade. Essas microestruturas compostas podem ser obtidas por meio de recozimento após ECAP, no qual a ferrita enriquecida de carbono devido aos altos níveis de deformação se transforma em austenita. Posteriormente aplica-se tratamento de resfriamento brusco na amostra, obtendo uma microestrutura composta em sua grande parte de martensita, e menor fração volumétrica em ferrita. Na Figura 27 pode se observar na micrografia o resultado desta técnica (KONDAVETTI, 2015). De acordo com Kondavetti et al. (2015), com este tipo de microestrutura foi possível obter uma melhor combinação entre propriedades como resistência mecânica e ductilidade ao se comparar com as amostras somente submetidas a um passe de ECAP. Neste contexto a combinação de Martensita que contribui para uma maior resistência mecânica do aço, e a Ferrita que confere um melhor alongamento, permite concluir que a combinação de ECAP com alguns tratamentos térmicos torna possível a aplicação desta classe de aço em projetos estruturais.

Figura 27 - Microestrutura Duplex, obtida após ECAP em aço baixo carbono.

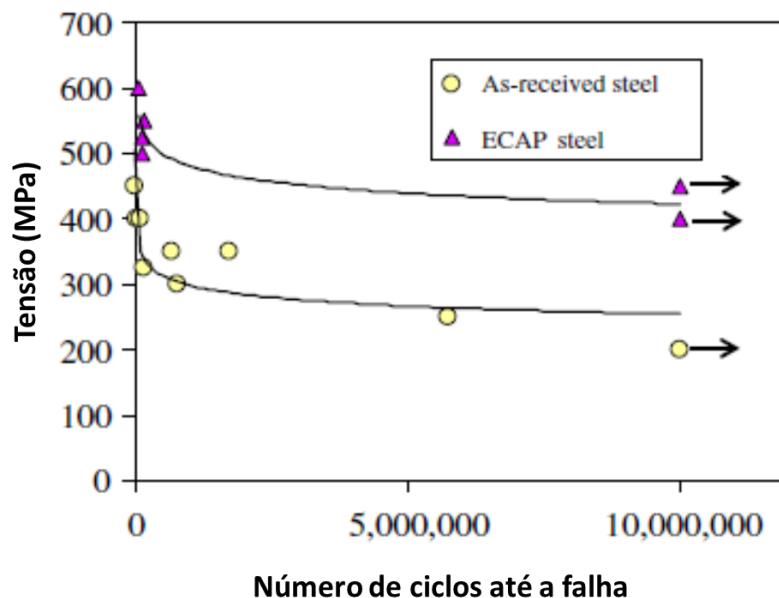


Fonte: Kondavetti (2015)

As observações experimentais com a técnica ECAP em aços começaram a chamar a atenção dos pesquisadores nos últimos anos quando resultados sobre comportamento em fadiga de aços tiveram resultados interessantes, uma vez que a grande parte de componentes mecânicos industriais são submetidos a carregamento cíclicos, tornando assim a resistência a

fadiga imprescindível para sua aplicação na indústria. Okayasu (2008) e colaboradores estudaram o comportamento de fadiga de uma aço baixo carbono 1015, submetido a 4 passes por uma matriz ECAP com ângulo interno entre canais de 90°. Assim como outros pesquisadores Okayasu et al. (2008) também submeteu as amostras processadas por ECAP a tratamento térmicos com intuito de melhorar a tenacidade do material. Após os quatro passes as amostras foram temperadas em água resultando em uma microestrutura final composta por Martensita e Ferrita. Para entendimento do comportamento em fadiga do material submetido ao processo ECAP, curvas S-N (Tensão x Numero de Ciclos até a falha) foram construídas. Na Figura 28 pode se observar as curvas obtidas neste trabalho (OKAYASU et al., 2008). Com base nas curvas S-N foi possível verificar um aumento na resistência à fadiga do material, pois o limite de resistência a fadiga para o material base encontrado foi de aproximadamente 250 MPa, enquanto para amostras ECAP esse mesmo limite foi de 450 MPa. Este fenômeno ocorreu devido as melhorias nas propriedades mecânicas induzidas por ECAP que com a redução do tamanho de grãos foi possível retardar o estagio de propagação de trinca no material (OKAYASU, 2008; HOPPEL, 2006).

Figura 28 - Curva S-N para estudo do efeito de ECAP no aço 1015.



Fonte: Adaptado de Okayasu (2008)

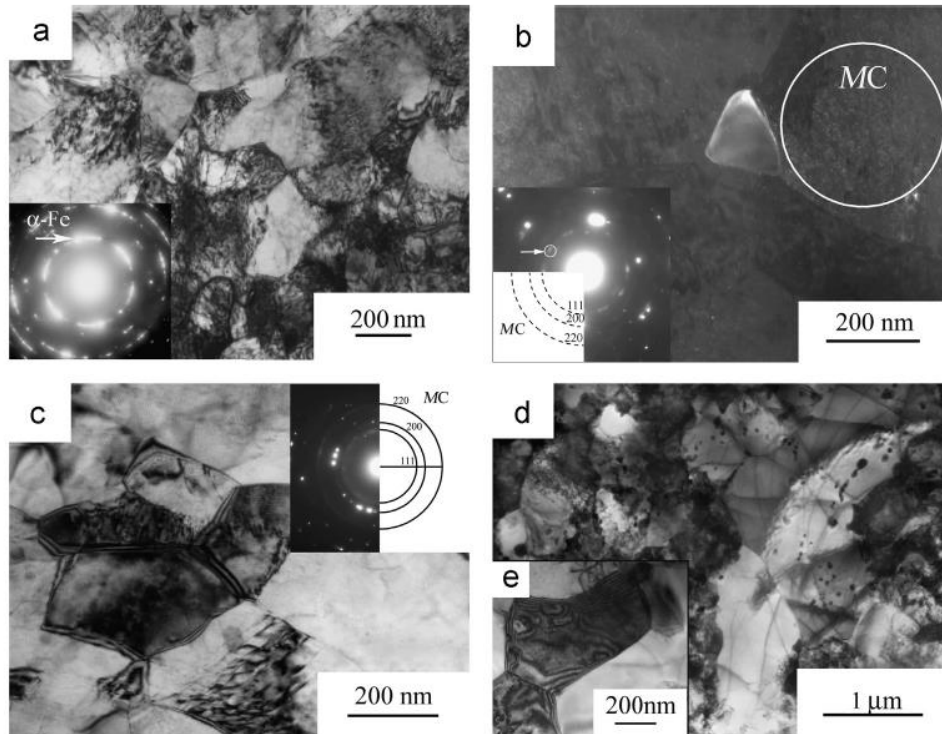
Conforme discutido anteriormente neste tópico do trabalho a aplicação de tratamentos térmicos posteriormente ao processo ECAP tem sido utilizado como técnica de melhoria de

algumas propriedades mecânicas dos materiais devido ao alívio de tensão promovido por alguns tratamentos térmicos, e também transformação de fases que podem vir a ser benéficas para o material. Atualmente a maioria dos estudos que envolvem ECAP em aços utilizam de tratamento térmico como forma de reduzir os impactos que o processo pode causar em propriedades como ductilidade e tenacidade a fratura devido ao alto nível de deformação plástica (PANG et al., 2012).

Recentemente no trabalho de Maier et al.(2013) estudou-se a evolução da textura cristalográfica em aços com baixo teores de carbono com aplicação do tratamento de recozimento em varias temperaturas após ECAP. Por meio das técnicas de difração de raio-x e microscopia eletrônica de transmissão foi possível avaliar o resultado. Com base na Figura 29 Maier (2013) e colaboradores concluíram que para temperaturas de recozimento de 400°C não houve alteração significativa na composição de fases e também no tamanho dos sub-grãos formado com processo. Com base nos resultados de difração de elétrons foi identificada uma baixa densidade de discordâncias para amostras recozidas entre 400°C a 500°C, apontando deste modo, que mesmo com tratamento de recozimento o material manteve sua microestrutura com características ultrafina decorrente do processo ECAP, porém recuperou sua condição inicial com relação a densidade de discordâncias. Utilizando temperatura de recozimento acima de 500°C observou-se quase nenhuma presença de discordância na amostra, devido a energia suficiente em temperaturas próxima a recristalização de material para dissolver as discordâncias. Em decorrência deste fato a temperaturas acima de 500° também verificou um crescimento de grão de aproximadamente 33% (MAYER et al., 2013).

Mayer et al.(2013) também observou em seus estudos que a dureza foi influenciada pelas diferentes temperaturas utilizadas. Para faixa de temperaturas até 500°C não houve alterações significativas na dureza Vickers do material, porém quando aplicadas temperaturas de recozimento acima de 500°C, assim como a microestrutura sofreu alterações, a dureza do material diminuiu com crescimento dos grãos.

Figura 29 - Microscopia eletrônica de transmissão de um aço baixo carbono ECAP, com tratamento de recozimento de 400 °C(a); 400 °C(b); 500°C (c); 600°C (d).



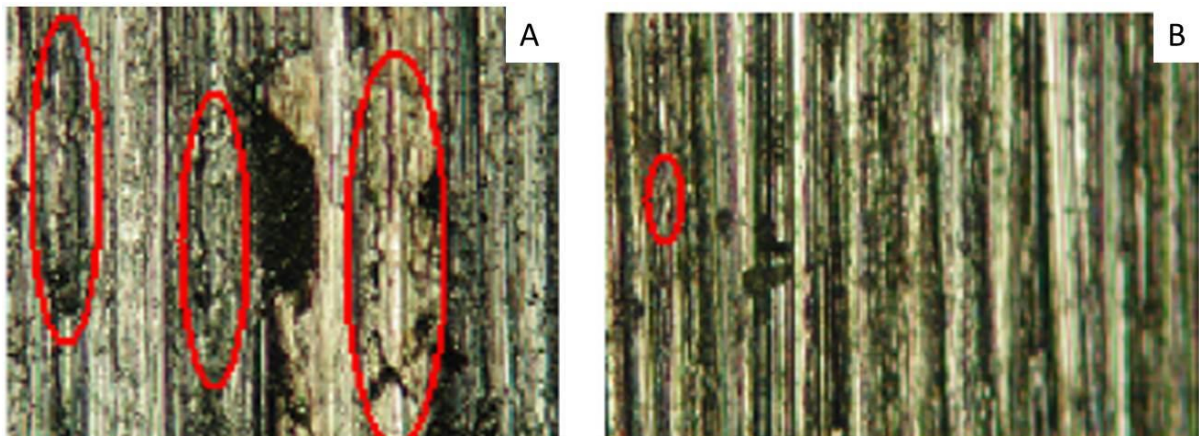
Fonte: Maier (2013)

Como resultado do processo de DPS induzida por processo ECAP ocorre um encruamento nos aço, e em decorrência disso um aumento na resistência mecânica e dureza é verificado normalmente. No que diz respeito a dureza, materiais mais duros tendem a possuir melhor resistência ao desgaste, e menores coeficiente de atrito. Atualmente existem diversos tratamentos térmicos que são capazes de aumentar a dureza em aços, porém em algumas classes de materiais esses tratamentos são ineficientes, pois em metais puros e aços com baixo teor de carbono não são capazes de aumentarem significativamente sua dureza com tratamentos térmicos convencionais, sendo somente possível com tratamentos termoquímicos e cementação. Com aplicação de ECAP um grande aumento de dureza pode ser alcançado para aços com baixo teor carbono, podendo aumentar o campo de aplicação desta classe de aços (HUANG et al., 2011).

Huang et al. (2011) em sua pesquisa verificou a influência no coeficiente de atrito obtido com aços baixo carbono 1020 ao ser submetido por processo ECAP, sendo realizado quatro passes pela matriz. Para conseguir estudar a resistência ao desgaste foram utilizados ensaios do tipo pino-disco. Conforme esperado para amostras sem ECAP, um maior desgaste na superfície do disco foi verificado (Figura 30). Na Figura 30 com os sinais de desgaste ficou

evidenciado nos fragmentos de coloração escuro indicados por círculos vermelho. Portanto com base na nesta figura Huang e colaboradores verificaram que o material que foi submetido ao processo ECAP apresentou uma menor indicação de desgaste. Outro aspecto que foi verificado no aço após ECAP foi a diminuição do tamanho de grãos, pois em sua condição inicial o tamanho médio dos grãos foi de 70 μm , enquanto que nas amostras após 4 passes o tamanho foi de 0,5 μm . Com a redução do tamanho de grãos Huang também verificou um endurecimento das amostras devido ao processo. Em condições iniciais a dureza encontrada foi de 241 HV, enquanto que para o material após quatro passes o valor foi de 319, fato que justifica o aumento da resistência ao desgaste (HUANG, 2011).

Figura 30 - Superfície do Aço 1020 após ensaio de desgaste pino-disco; (a) Sem ECAP; (b) Material após 4 passes.



Fonte: Huang (2011)

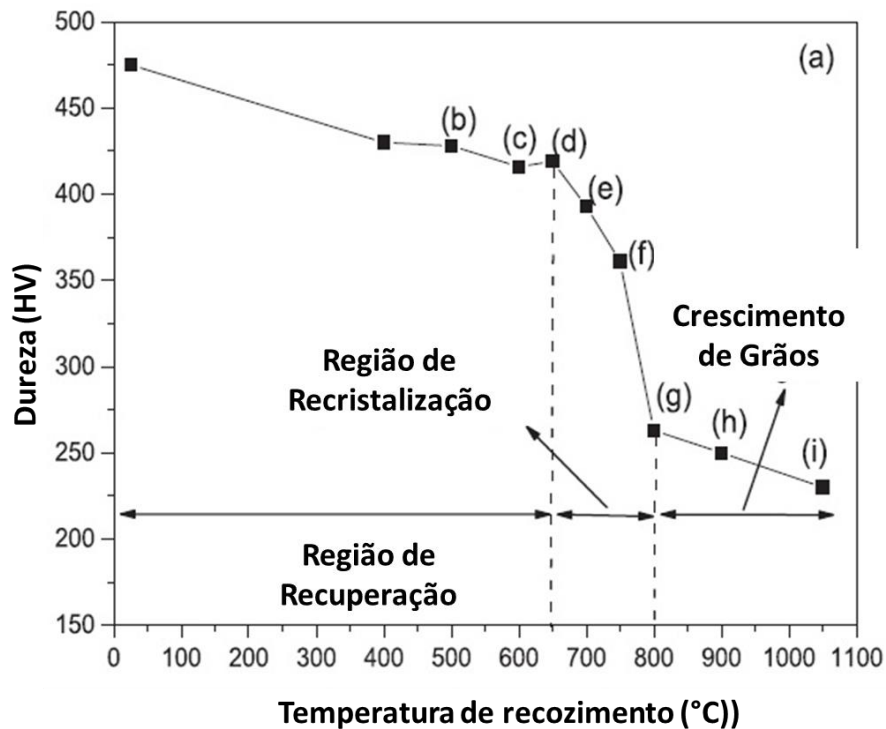
Huang et al. (2011) também demonstrou em seus estudos que o coeficiente de atrito encontrado nas amostras com quatro passes favoreceu o aumento da resistência ao desgaste. Os materiais com granulometria ultrafina apresentaram menor coeficiente de atrito em relação as amostras em sua condição inicial para o aço 1020. Este comportamento pode ser atribuído ao aumento da dureza e também a dispersão de partículas de perlita, devido a DPS, ao longo da microestrutura (HUANG, 2011).

Recentemente alguns pesquisadores tem conduzido seus estudos em recuperar algumas propriedades que podem ser perdidas com o uso de ECAP em aços. Embora já esteja bem estabelecido que propriedades mecânicas como dureza, resistência ao escoamento e resistência máxima, podem ser uma motivação de aplicação de ECAP em escala industrial em alguns aços, propriedades como tenacidade e ductilidade com uma simples aplicação de

ECAP são comprometidas dependendo dos tipos de aços e nível de deformação plásticas induzida em processo. Deste modo, encontrar formas de conciliar tais propriedades pode ser mais interessante para aumento de aplicações destes materiais de granulometria ultrafina obtido no processo ECAP. Kondavetti et al. (2015) conforme mencionado anteriormente, em seu trabalho estudou alternativas para estes problemas, e conseguiu resultados interessantes, porém mesmo assim a ductilidade comprometida devido ao ECAP ainda necessita maiores estudos e alternativas com melhores resultados.

Zheng et al. (2016) avançou um pouco mais os estudos de Kondavetti (2015), pois em suas pesquisas utilizando um tipo de tratamento térmico de recozimento em um aço inoxidável austenítico obteve microestrutura chamada de *bi-modal*, que pode conferir ao material alta resistência mecânica aliado a uma alta ductilidade. Em amostras submetidas a 8 passes de ECAP conforme esperado foi registrado um grande aumento na resistência mecânica e uma drástica queda no alongamento final, devido ao refinamento dos grãos, assim como aumento de densidade de discordâncias. Com aplicação de recozimento após ECAP em temperaturas variando entre 500°C e 1050°C, com base na curva Dureza x Temperaturas de Recozimento construída (Figura 31), em suas pesquisas Zheng et al. (2016) concluiu que até a temperatura de 650°C ocorreu a diminuição da densidade de discordância, porém não houve crescimento de grão e tão quanto formação de novos grãos, não alterando significativamente nenhuma propriedade mecânica do material. Contudo na faixa de temperatura entre 650°C e 800°C, considerada região de recristalização, propriedades mecânicas interessantes foram encontradas. A resistência mecânica após processo ECAP nesta faixa de temperatura de recozimento caiu de 1160 MPa para 1115 MPa, sendo considerado uma pequena redução de resistência, considerando a faixa de temperatura de recozimento. No que diz respeito a ductilidade houve um aumento do alongamento na condição pós ECAP de 8,5% para 26,4% nesta faixa de temperatura de recozimento, conferindo ao material uma alta resistência mecânica aliada a uma alta ductilidade, mesmo registrando um pequeno crescimento do tamanho de grãos. A microestrutura obtida nesta mesma faixa de temperatura com uso de difratometria de raio-x e técnica *Electron Backscatter Diffraction* (EBSD) pode ser visualizada na Figura 32 (ZHENG, 2016; FERRASSE, 2003).

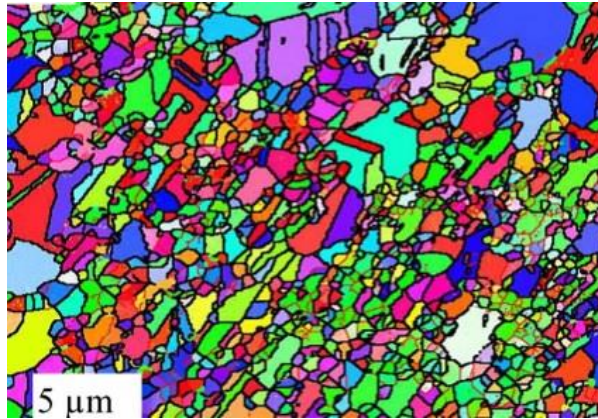
Figura 31 - Curva de Recristalização Aço Inoxidável Austenítico após ECAP



Fonte: Adaptado de Zheng (2016)

A formação de microestruturas *bi-modal* dependem exclusivamente da condição inicial da distribuição uniforme de discordâncias na microestrutura do material antes do tratamento térmico de recozimento, pois após o processo ECAP nas regiões na qual há uma concentração menor de discordâncias nos interiores dos grãos, durante o recozimento estão mais susceptíveis a ocorrer recristalização localizada dando origem a formação de novos grãos. No caso de regiões com grãos contendo alta densidade de discordância não demonstra potencial para ocorrência de recristalização, ou seja, dificulta a formação de novos grãos. Como contexto final esse tipo de microestrutura (*bi-modal*) é composta por granulometria mista, contendo após recozimento formação de regiões com grãos recristalizados, e regiões com grãos não recristalizados, conferindo ao material combinação interessante entre resistência mecânica e ductilidade (ZHENG et al., 2016).

Figura 32 - Mapa Electron Back Scatterry Difraccionn(EBDS) do Aço Inoxidável Austenítico.



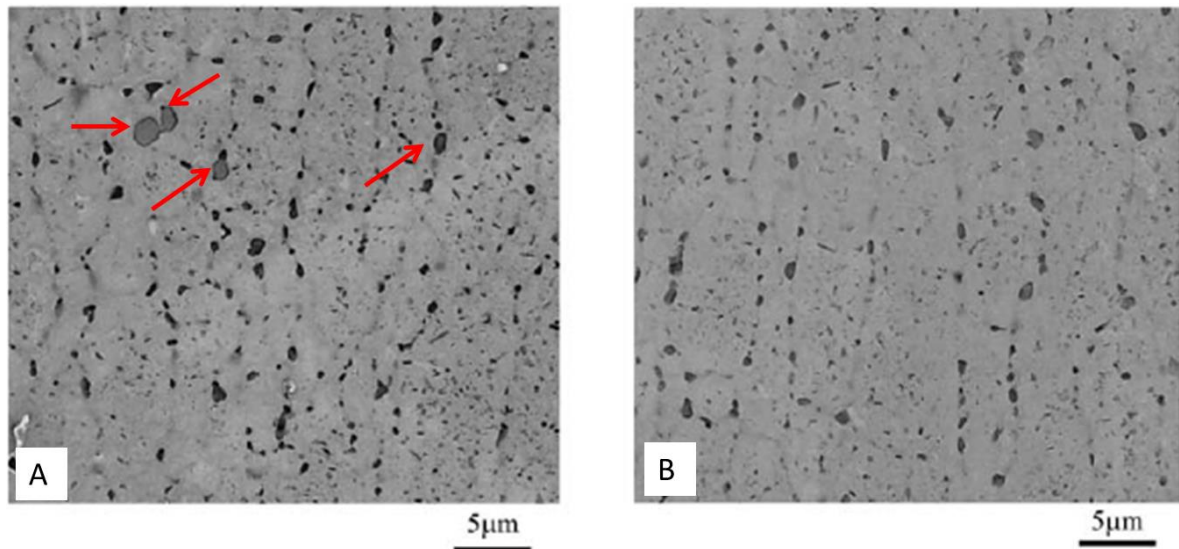
Fonte: Zheng (2016)

3.5 IDENTIFICAÇÃO DE ZONAS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

Atualmente muitas técnicas são utilizadas para estudar as discordâncias e detectá-las nas pesquisas envolvendo materiais metálicos, principalmente técnicas envolvendo microscopia eletrônica de transmissão e técnicas de raio-x, que podem determinar, por exemplo, com boa precisão a densidade de discordâncias e as regiões as quais essas se encontram dentro da microestrutura do material. Contudo essas técnicas são de elevada complexidade e requerem equipamentos de elevado custo. Diante deste cenário diversas técnicas foram estudadas para avaliar a presença de discordâncias devido a processos de conformação plástica, dentre estas técnicas o ataque químico conhecido como “*etch pitting*” obteve alguns resultados interessante em metais. O princípio desta técnica é através do ataque identificar regiões com grandes concentrações de discordâncias por meios de cavidades de coloração escura na microestrutura dos materiais (*pittings*). Os reagentes químicos utilizados para esse ataque químico possuem diversas formulações variando de acordo com material. Como regiões com concentração de discordâncias são desordenadas dentro da rede cristalina dos metais, o ataque químico revela preferencialmente estas regiões. Pesquisadores consideram que com a técnica é possível correlacionar o numero de pitting após o ataque com a quantidade de discordâncias presentes na microestrutura. Embora seja uma técnica promissora para o estudo de discordâncias, a técnica ainda carece de mais resultados e investigações em materiais submetidos a deformações plásticas (VOORTH, 2007).

As técnicas metalográficas para revelação de discordâncias nos metais vêm sendo estudadas para investigar a evolução microestrutural por meio de microscopia óptica e/ou eletrônica de varredura, sendo possível revelar zonas na superfície do material as quais sofreram deformações plásticas localizadas. Okayasu et al.(2009) em sua pesquisa utilizou técnicas de ataque químico para estudar deformação plástica na ponta trinca, propagadas por carregamentos cíclicos, para investigar o comportamento em fadiga de algumas ligas de alumínio, pois de acordo com literatura o grau de severidade da propagação das trincas está diretamente relacionado com a deformação plástica adjacente a ponta da trinca. O reagente químico estudado foi o reagente conhecido como Fry, o qual revela marcas na forma de anéis com coloração mais acentuada nas micrografias, em zonas onde estão concentradas discordâncias inerentes de processos de deformação plástica. Na Figura 33, demonstra a aplicação do reagente Fry em amostras de uma liga de alumínio, no qual são comparadas zonas com e sem deformação plástica (OKAYASU et al., 2009; VOORTH, 2007).

Figura 33 - Microscopia eletrônica de varredura, liga de alumínio atacada com reagente FRY (a) zona com deformação plástica; (b) zona sem deformação plástica.



Fonte: Okayasu (2008)

Os anéis indicados na Figura 33(a) representam regiões no qual existe maior concentração de discordâncias resultantes de processos de deformação plástica, pois o ataque químico Fry pode identificar segregações de impurezas dos átomos nos núcleos das discordâncias, o qual ocorre a formação de anéis com coloração diferenciadas em micrografias, também conhecidos como “*etch-pit*” (OKAYASU et al., 2009).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

O trabalho foi desenvolvido utilizando o aço SAE 1020, cuja composição química está apresentada na tabela 2. O aço utilizado para os ensaios ECAP tem como característica ser um material de baixa resistência mecânica, devido ao seu baixo teor de carbono, e também possui alta ductilidade. O aço conforme fornecido utilizado neste trabalho foi na condição normalizado de acordo com especificação do fabricante.

Tabela 2 - Composição química aço SAE 1020

Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Cromo	Níquel	Molibdênio
0,18	0,10	0,43	0,028	0,033	0,056	0,072	0,0066

Fonte: Próprio autor

Foram realizados ensaios mecânicos no material base (aço SAE 1020) com objetivo de servir como referência para análises comparativas com os corpos de prova processados por ECAP. As seguintes propriedades foram encontradas para denominado material base:

- **Limite de Escoamento (LE):** 325 MPa
- **Limite de Resistência a Tração (LRT):** 461 MPa
- **Alongamento Percentual:** 41%
- **Dureza:** 130 HV

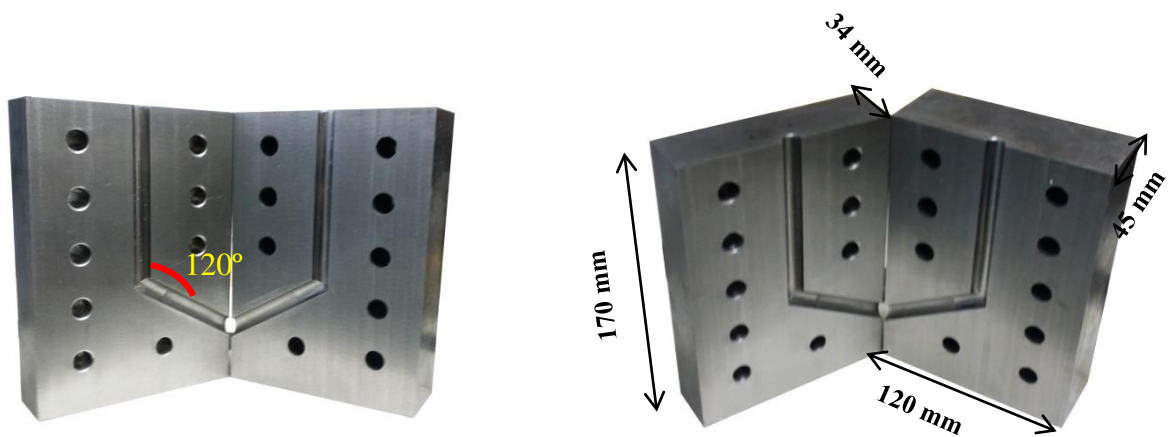
4.2 MÉTODOS

No presente trabalho foram analisados os resultados utilizando os princípios do processo ECAP convencional por meio de uma matriz bipartida desenvolvida e elaborada neste trabalho, com amostras na forma de barras cilíndricas.

4.2.1 Confeção da matriz ECAP

A matriz elaborada no presente trabalho foi fabricada em aço ferramenta de trabalho a quente AISI H13 bipartida, fixadas por meio de dez parafusos M10, com dimensões conforme Figura 34. O ângulo interno entre os canais na matriz é de 120° conforme demonstra Figura 34. Para prensagem das amostras durante os ensaios foi utilizado um punção confeccionado de aço ferramenta VC 131(Figura 35), com as dimensões de 100 mm de comprimento e 10 mm de diâmetro.

Figura 34 - Matriz utilizada para ensaios ECAP



Fonte: Próprio autor

Figura 35 – Punção para ensaio ECAP



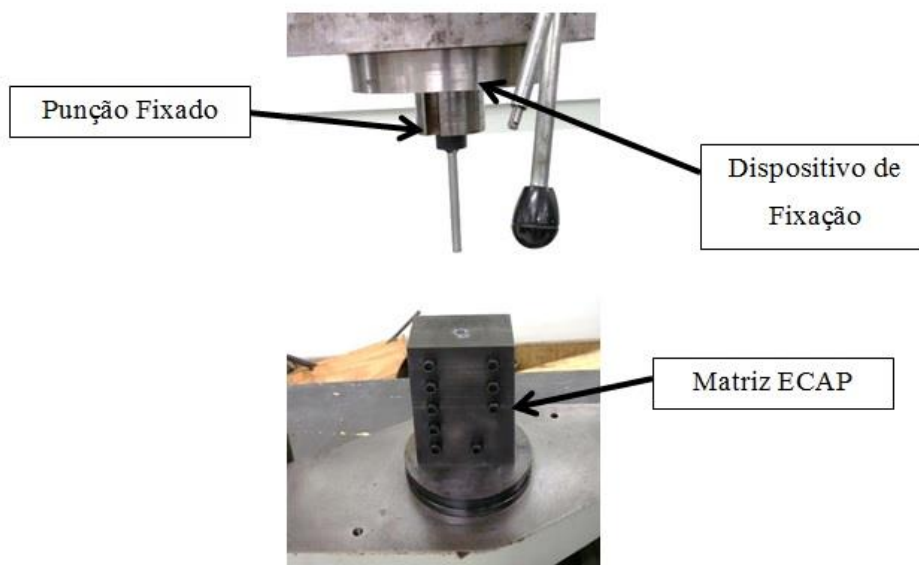
Fonte: Próprio autor

Os corpos de prova utilizados para os ensaios foram barras usinadas do material estudado, na forma cilíndrica com diâmetro de 10 mm e comprimento de 90 mm.

4.2.2 Procedimentos para ensaios ECAP

Os ensaios utilizando a ferramenta ECAP foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos Hecker com célula de carga de 100 toneladas, a uma velocidade média de 1,5 mm/s, no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia Civil da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - Unesp (FEG). A ferramenta montada foi apoiada em uma superfície plana adaptada na máquina, e o punção fixado em um dispositivo na parte superior da máquina. A Figura 36 ilustra como a matriz ECAP foi montada para execução dos ensaios.

Figura 36 - Montagem para ensaio ECAP



Fonte: Próprio autor

Na etapa inicial de preparação para realização dos ensaios, após fixação da matriz bipartida foram aplicados lubrificantes a base de teflon resistente a alta temperatura, e grafite em pó, com objetivo de minimizar os efeitos de atrito durante a passagem dos corpos de prova pelos canais.

Na segunda etapa os corpos de prova (CDP) foram aquecidos em um forno mufla a uma temperatura de 550°C, e mantidos por aproximadamente 10 minutos neste patamar para aquecimento de forma uniforme por toda sua seção. Após esta etapa os CDPs foram retirados do forno e inseridos rapidamente na matriz, com intuito de minimizar a perda de calor para o ambiente. Posteriormente o punção inicia seu curso dentro do canal da matriz. Também com

objetivo de minimizar a perda de calor para o ambiente a matriz foi pré-aquecida com chama de maçarico.

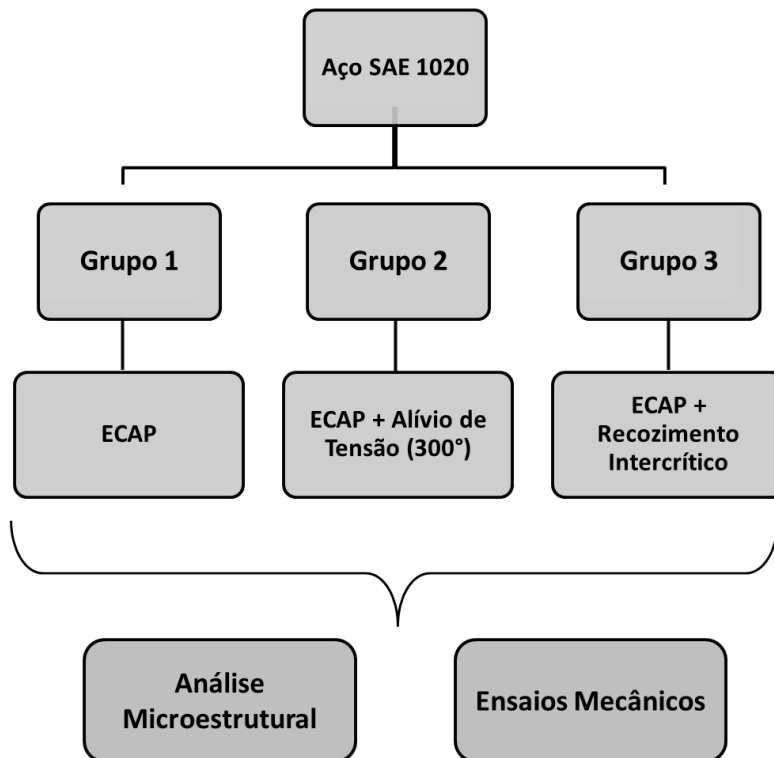
Por fim, após o punção finalizar seu curso na matriz, os CDPs foram removidos da matriz para posteriores análises. Para um melhor desempenho do processo alguns parâmetros de ensaio possuem influência significativa na qualidade do resultado final e foram de extrema importância na execução do ECAP no trabalho. Estes parâmetros podem ser visualizados na lista abaixo:

- Alinhamento na montagem da ferramenta bipartida
- Acabamento (rugosidade) das superfícies dos canais da matriz
- Lubrificação do canal
- Velocidade de curso do punção
- Procedimento de remoção de rebarba após passe na matriz

Os corpos de prova foram divididos em três grupos de análise com condições de procedimentos diferentes entre si, sendo estes submetidos a análise microestrutural e ensaios mecânicos para investigação da influência das modificações microestruturais nas propriedades mecânicas conforme cada condição. A rota de processamento utilizada em todos os grupos foi a Rota Bc.

O fluxograma na Figura 37 abaixo demonstra a organização do estudo e as condições de procedimentos adotadas em cada grupo de análise.

Figura 37 – Fluxograma dos Grupos de análises do trabalho



Fonte: Próprio autor

No Grupo 1 os corpos foram somente submetidos ao processo ECAP sem nenhum tratamento térmico adicional após os passes. No Grupo 2 os corpos de prova foram submetidos a um tratamento térmico de alívio de tensão, para reduzir a tensões residuais inerentes do processo, após cada passe na matriz a uma temperatura de 300°C por 2 horas, incluindo o ultimo passe. Os corpos de prova do Grupo 3 foram submetidos a um tratamento de recozimento intercrítico após passe ECAP a 840°C por 35 minutos e posterior resfriamento brusco em óleo, o qual teve como objetivo obtenção de microestrutura conhecida como “Duplex” na literatura. No entanto no Grupo 3 foram realizados somente um passe nos CDPs.

Na tabela 3 pode-se observar a divisão dos ensaios ECAP em cada grupo de análise.

Tabela 3 - Organização das amostras processadas por ECAP

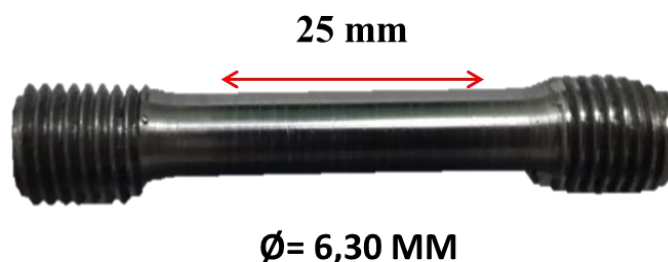
Amostras	ECAP	
	Nº Passes	Tratamento Térmico
Grupo 1	1 (1P G1)	-
	2 (2P G1)	-
Grupo 2	1 (1P G2)	Alívio de Tensão
	2 (2P G2)	Alívio de Tensão
	3 (3P G2)	Alívio de Tensão
Grupo 3	1(1P G3)	Recozimento Intercrítico

Fonte: Próprio autor

Após processadas por ECAP foram retiradas amostras de todos os grupos de análise para análise microestrutural e caracterização mecânica por meio de ensaios mecânicos de tração, impacto charpy, e dureza.

4.2.3 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados com intuito de avaliar a resistência mecânica e ductilidade dos corpos de provas submetidos ao processo ECAP. Os CDPs foram usinados a partir da amostra submetida ao processo ECAP, seguindo a norma ASTM E8, em forma cilíndrica com comprimento de área útil de 25 mm, e diâmetro de 6,30 mm. A Figura 38 apresenta a geometria dos corpos de prova usinados.

Figura 38 - Corpo de prova para ensaio de tração

Fonte: Próprio autor

Conforme norma, foram realizados ensaios em 3 CDPs para cada condição de ECAP conforme os grupos de análises, sendo apresentados a média desses três valores como resultado final.

Os ensaios foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios mecânicos EMIC modelo MCT-30 com célula de carga de 30 toneladas, a uma velocidade de 8 mm/min no Laboratório de Ensaio Mecânico do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Itajubá.

4.2.4 Ensaio de Impacto Charpy

Para caracterizar a tenacidade à fratura das amostras como recebida e após ECAP foram realizados ensaios Charpy. Os CDPs para realização dos ensaios foram confeccionados a partir da amostra submetida ao processo ECAP seguindo a norma ASTM E 2248-09, com 50 mm de comprimento, e seção transversal quadrada de 5 mm, e ângulo de entalhe igual a 45°. Na Figura 39 pode ser observar a geometria dos CDP's ensaiados. Assim como no ensaio de tração, três corpos de prova foram ensaiados para cada tipo de condição de ECAP, sendo a média dos valores obtidos utilizados como resultado do ensaio. Os ensaios foram conduzidos em uma máquina de pêndulo da marca Trebell Werk, modelo TSW-30 do Laboratório de Análises da empresa Labmetal em São José dos Campos .

Figura 39 - Corpo de prova Ensaio Charpy



Fonte: Próprio autor

4.2.5 Ensaio de Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em amostras embutidas retiradas da seção transversal dos corpos de prova dos grupos de análise, em um microdurômetro Vickers Microtest, modelo HV-10B do Laboratório de Microscopia nas dependências da empresa Labmetal, em São José dos Campos.

As cargas utilizadas no ensaio foram de 100gf, aplicadas por 15 segundos. Foram realizadas dez identificações por amostra, medindo da superfície em direção ao centro da seção transversal. O resultado final utilizado foi baseado na média dos valores encontrados nas medições, excluindo o maior e o menor valor encontrado. Os ensaios foram realizados conforme norma ASTM E384.

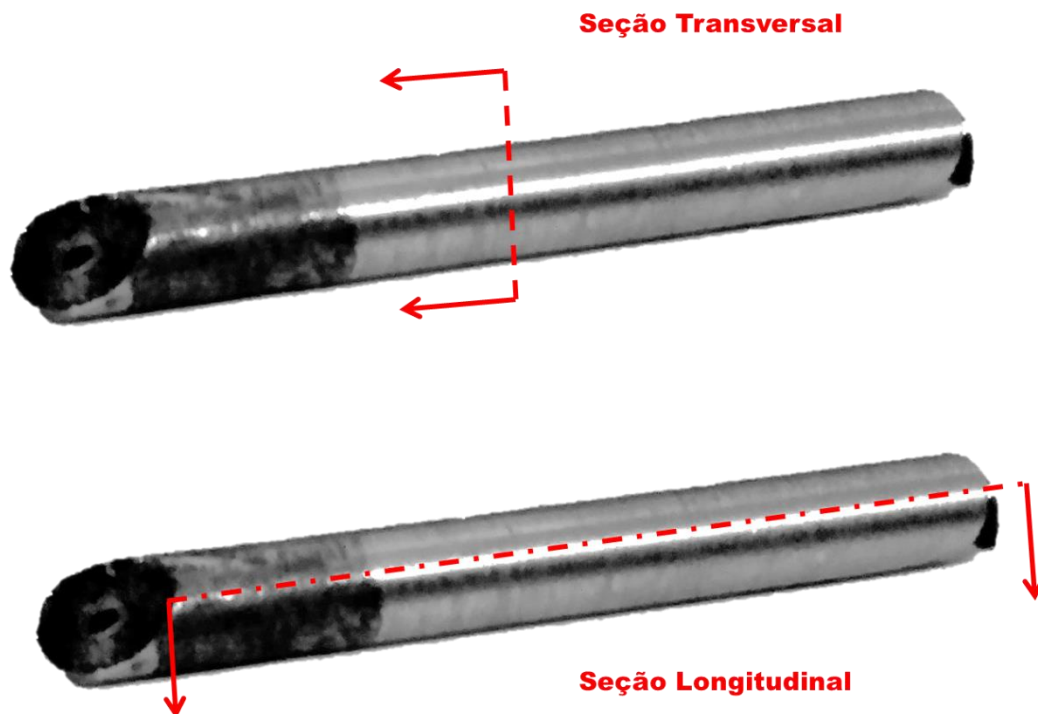
Foram realizados também ensaios de microdureza na superfície longitudinal nas amostras do Grupo 2, e material base, seguindo a mesmas condições as quais foram aplicadas nos ensaios para superfície transversal.

4.2.6 Preparação das amostras

Para realização das análises metalográficas, foi necessária a preparação das amostras por procedimentos de metalografia padrão, para posterior microscopia óptica e eletrônica.

Foram selecionadas amostras a partir dos corpos de prova ensaiados por ECAP, assim como amostras de material conforme fornecido. Para caracterizar a microestrutura das amostras foram obtidas imagens de microscopia óptica e de eletrônica de varredura das seções transversais dos corpos de prova. No Grupo 2 e material base foram também analisadas as superfícies longitudinais dos corpos de prova. A Figura 40 apresenta uma ilustração que demonstra como foi realizada a remoção das amostras dos CDPs ensaiados por ECAP.

Figura 40 - Representação do corte prévio utilizado para preparação das amostras



Fonte: Próprio autor

Em seguida, as amostras foram submetidas ao embutimento, lixamento, polimento e ataque químico.

O seccionamento foi feito através de um corte fino na seção transversal e longitudinal do corpo de prova processado, em equipamento ISOMET 1000 – BUEHLER, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP, de maneira a não alterar a microestrutura do material. A amostra do material foi embutida após o corte, no equipamento MAXI PRESS. Para o embutimento foi usada resina Epoxmet F Bühler.

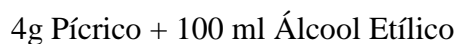
Posteriormente as amostras foram lixadas com lixas d'água de carbeto de silício com cinco diferentes granulometrias: 220, 400, 600, 1200 e 2000. O tempo de exposição em cada lixa foi de cerca de três minutos. O equipamento usado foi uma politriz automática da marca Arotec.

O polimento nas amostras, também foi realizado no equipamento politriz automático Arotec. A velocidade utilizada de rotação de 300 RPM, sendo necessários 6 minutos de polimento com soluções de sílica coloidal 0,05 μm , com pano apropriado para solução abrasiva.

A última etapa de preparação das amostras constitui de ataque químico com nital 2% aplicado na superfície por meio de imersão. A fórmula química do reagente pode ser observada na formulação química abaixo.



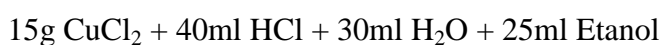
O ataque foi realizado na superfície polida do material com o auxílio de algodão umedecido com o reagente aplicado sobre a amostra por imersão. A duração desse contato entre reagente e amostra foi de cerca de 10s. Para interromper o ataque químico a amostra foi colocada imediatamente com água corrente destilada. As amostras do Grupo 3 com intuito de demarcar os contornos de grão, e a presença de outras fases devido ao tratamento térmico utilizado neste grupo de análise, utilizou ataque químico com reagente Picral, com a fórmula química abaixo.



As imagens, após os ataques químicos, foram capturadas em no mínimo 10 campos para cada amostra de acordo com a norma ASTM E-1382, com as imagens na coloração natural proporcionada pelos reagentes utilizados. Além disso, as imagens foram selecionadas e capturadas de forma aleatória, dentro do campo atacado quimicamente de cada uma delas para realização da análise qualitativa das estruturas.

4.2.7 Técnica de revelação de anéis de discordâncias

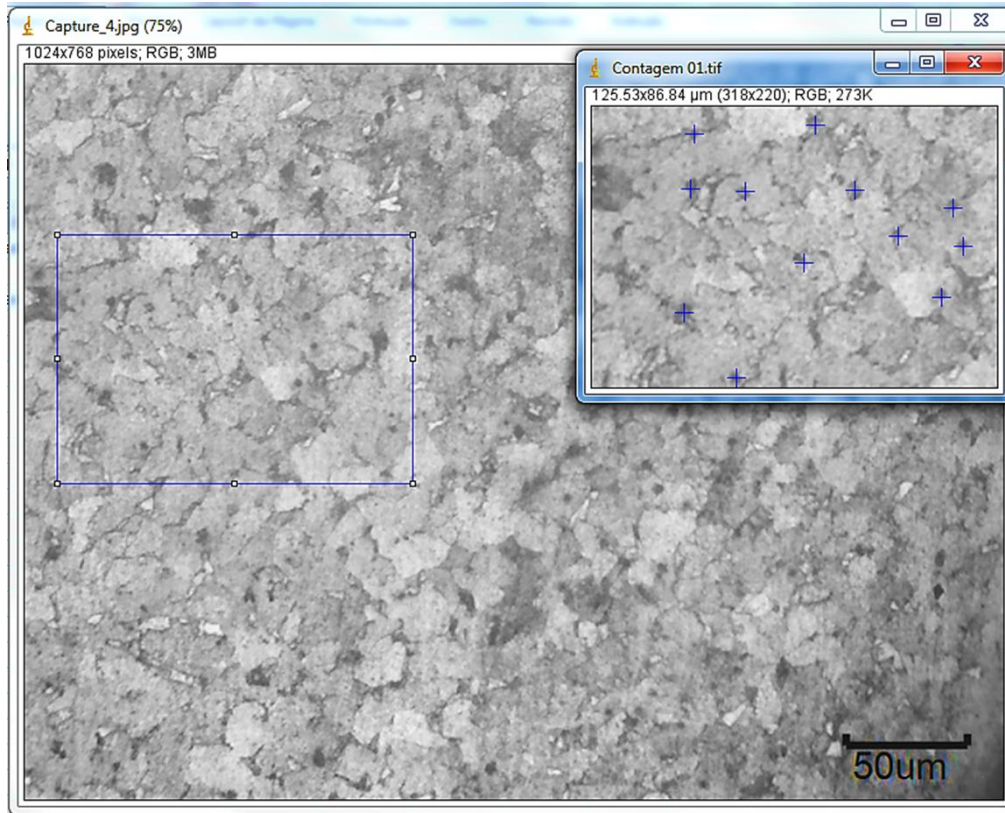
Neste trabalho foi desenvolvida uma técnica para quantificar o nível de deformação baseado na densidade de anéis de discordância revelados por ataque químico em amostra preparada com técnicas metalográficas. Com isso foi possível avaliar a presença de discordância relativa de acordo com número de passes. Por meio de um tipo específico de ataque químico nas amostras preparadas conforme procedimento metalográficos descritos no tópico anterior, foi possível determinar a densidade de pontos (anéis) de discordâncias por área nas superfícies das amostras, de forma qualitativa, presente no material antes e posteriormente ao ECAP. O reagente utilizado para revelação dos anéis de discordância foi o reagente Fry modificado composto conforme formulação química abaixo (VOORT, 2007):



Com as imagens obtidas por microscopia óptica foi desenvolvida um procedimento neste trabalho de quantificação da densidade de anéis discordâncias por μm^2 , com auxílio do software de análise de imagens Image J.

Foram obtidas 10 imagens por amostra atacadas com reagente Fry para determinar a densidade de anéis de discordâncias, com intuito de varrer toda superfície da amostra e obter maior quantidade de dados e confiabilidade dos resultados. Na Figura 41 pode se visualizar um exemplo da tela do software utilizado durante execução da técnica desenvolvida neste trabalho.

Figura 41 - Demonstração da análise de discordância em software Image J



Fonte: Próprio autor

4.2.8 Microscopia Óptica e Eletrônica

A microscopia óptica (MO) foi realizada em um microscópio óptico Nikon EPIPHOT 200 do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP, e as imagens processadas em um software de domínio público Image J. Para avaliação da morfologia da microestrutura antes e depois do processo ECAP foi utilizada a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), em um microscópio JEOL JSM 6610 operando a 15Kv.

A microscopia eletrônica de varredura também foi utilizada para caracterizar as superfícies de fratura de corpos de prova rompidos por ensaios de tração, utilizando imagens com elétron secundário.

Com uso das técnicas de microscopia, mencionadas no paragrafo anterior, foi possível avaliar as características das fases presentes no aço influenciadas pelo ECAP, e o tamanho médio dos grãos, assim como identificar defeitos e heterogeneidades inerentes do processo.

A técnica adotada para medição dos tamanhos médios de grãos das amostras foi seguindo a norma ASTM E112-10, utilizando o método planimétrico, também conhecido

como método de Jeffries. Foram utilizadas 3 imagens de regiões diferentes das amostras para aplicação de método de medição de tamanho de grão, sendo a média utilizada como resultado final no trabalho.

A partir das imagens obtidas com a microscopia óptica foram realizadas análises quantitativas de fração volumétrica das fases presentes no aço antes e após os passes de ECAP, com uso de software Image J.

4.2.9 Difração de Raio-X

As amostras do Grupo 2 e material base (MB) foram submetidas a análise de raio-x com utilização de difratômetro de raio-x da marca Panalytical modelo Empyrean do Laboratório de Análises Químicas do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de Lorena. Os parâmetros utilizados para ensaio foram ângulo de varredura aplicado variando de 30 a 130 graus, com passo 0,02 graus/s. Com o resultado das análises de raio-x foi possível identificar as fases presentes no material antes de depois do processo ECAP.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos com ensaios e análises neste trabalho serão apresentados e discutidos de acordo com grupos de amostras conforme tabela 3, demonstrada no capítulo anterior.

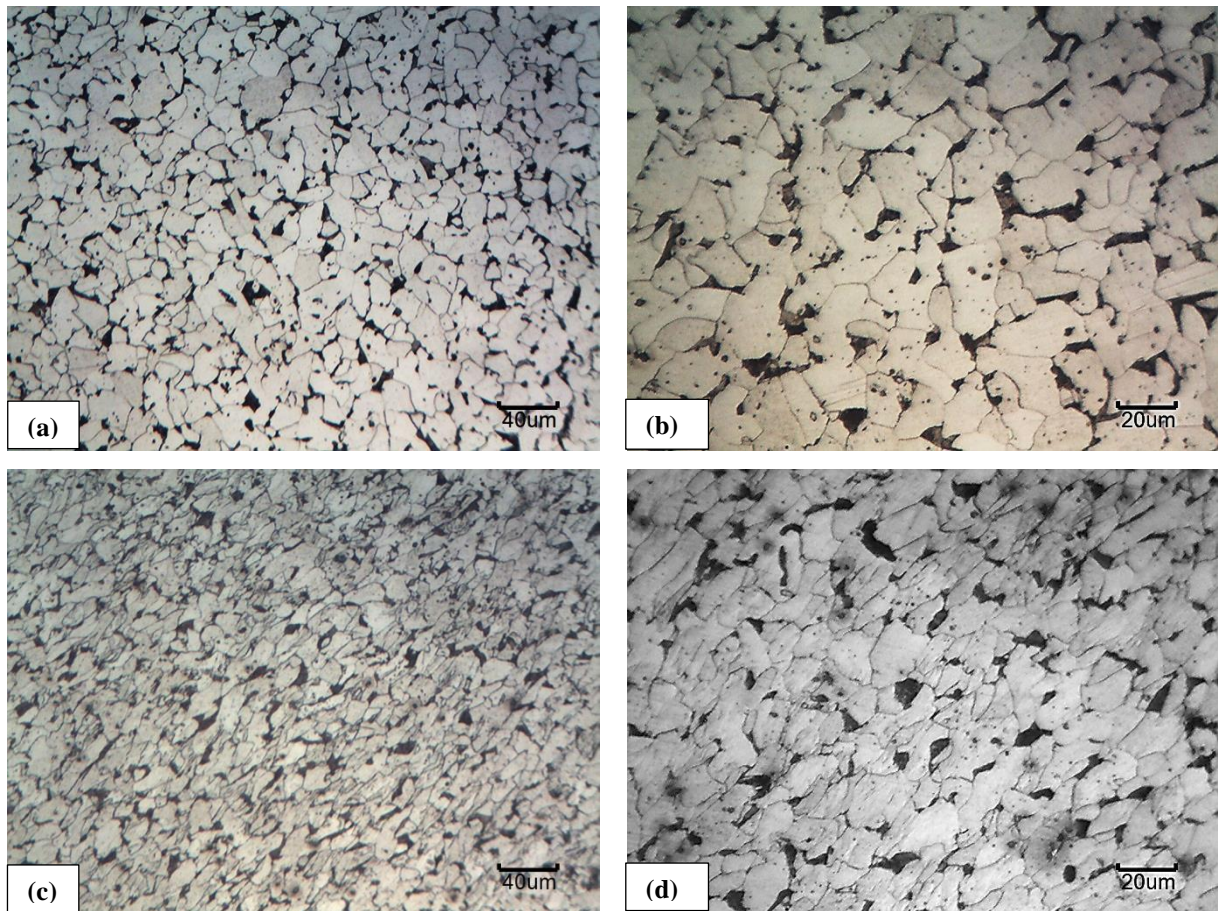
5.1 RESULTADOS GRUPO 1

A tensão média calculada a partir da carga medida na máquina de ensaios durante o primeiro passe dos corpos prova na matriz foi de aproximadamente 1200 MPa. Para as amostras de dois passes a tensão foi de 1600 MPa. A tensão de compressão durante o ensaio ECAP para as amostras de dois passes resultou em uma tensão média maior devido ao aumento da resistência mecânica obtido no primeiro passe. Conforme descrito no tópico de metodologia deste trabalho, os CDPs deste grupo de análise foram analisados sem adição de nenhum tratamento térmico após os passes de ECAP

5.1.1 Análise microestrutural

Na Figura 42 encontram-se as imagens de microscopia óptica obtidas após ataque químico para amostras de um passe (1P G1) e material base, na seção transversal das amostras. Com base na figura pode se observar a alteração na microestrutura induzida pelo processo ECAP, sendo que após um passe a microestrutura adquiriu uma orientação preferencial que é orientada de acordo com plano de deslizamento ativado pela deformação de cisalhamento (SUJOY et al., 2011). Nas Figuras 42(c) e 42(d) é possível verificar uma granulometria mais fina em relação as Figura 42(a) e 42(b) que representam a microestrutura características do material base na condição conforme fornecido (MB). Outro aspecto a ser avaliado é a geometria dos grãos, a qual se apresenta de forma mais alongada após primeiro passe.

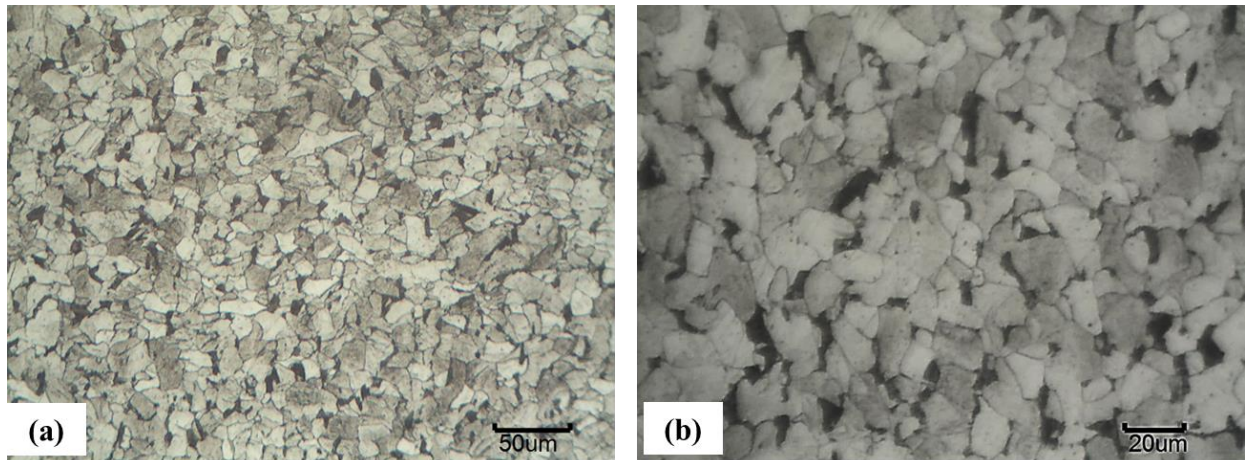
Figura 42 - Imagens de Microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 1, na condição conforme fornecido (MB) e um passe ECAP: (a) MB, 200x; (b) MB, 400x; (c) Um passe ECAP, 200x; (d) Um passe ECAP, 400x



Fonte: Próprio autor

A Figura 43 mostra as imagens de microscopia óptica da seção transversal das amostras dois passes de ECAP (2P G1) do Grupo 1. A amostra 2P G1, exibidas na Figura 43(a) e 42(b), apresentam uma microestrutura com granulometria mais fina em relação ao material base, e sem aparente orientação preferencial. Ao compararmos com as amostras com um passe deste grupo, nas Figuras 42(c) e 42(d), pode-se observar características de disposição de grãos mais equiaxiais. A provável causa dessas características de microestrutura são as rotas de processamento responsáveis por favorecer os deslizamentos de determinados planos cristalográficos, sendo que a cada passe pela matriz diferentes planos de deslizamento são ativados dependendo das rotas (VALIEV; LANGDOM, 2006).

Figura 43 - Imagens da microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 1, com dois passes ECAP : (a) 200x; (b) 400x.



Fonte: Próprio autor

A tabela 4 demonstra os resultados na medição do tamanho de grão médio para o material base, com um passe e dois passes do Grupo 1. Ao se avaliar os resultados na tabela 6 foi possível verificar uma redução do tamanho de grão conforme os passes pela matriz. Com um passe a redução do tamanho de grão foi de aproximadamente 35% em relação ao material base, enquanto que com dois passes a redução foi de aprox. 50 %. Considerando os resultados analisados pode-se dizer que o nível de deformação aplicada no material estudado foi suficiente para reduzir o tamanho de grão significativamente, o que influenciou diretamente nos resultados dos ensaios de tração realizados nas amostras deste grupo de análise.

Tabela 4 - Tamanho médio de grão - Grupo 1

Granulometria	MB	1P G1	2P G1
Tamanho Médio de Grão (μm)	25,8	16,7	12,8

Fonte: Próprio autor

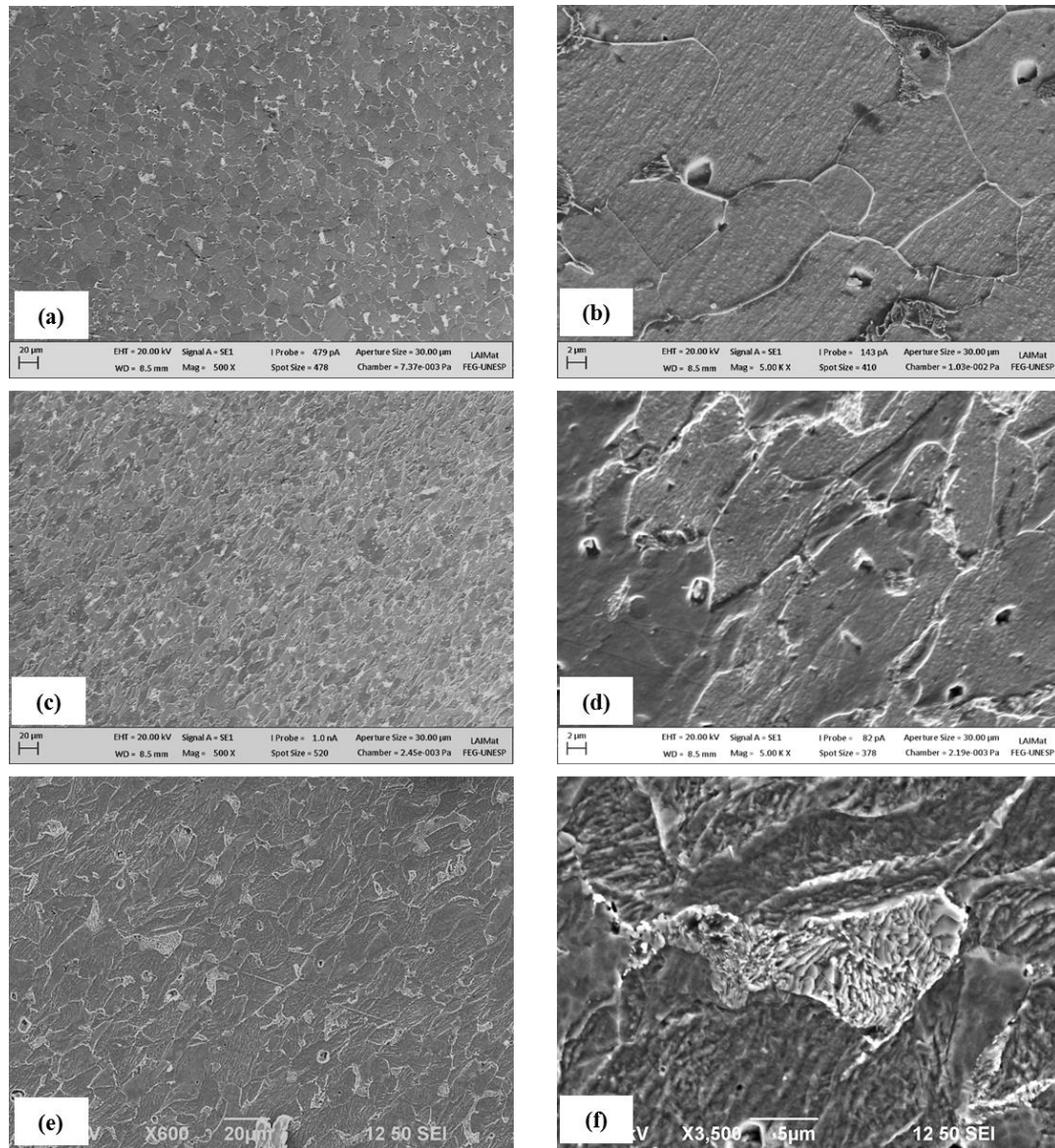
Com as micrografias obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) na Figura 44 da seção transversal dos corpos de prova pode-se observar as diferenças na morfologia das fases presentes no aço conforme número de passes. As Figuras 44(a) e 44(b) apresentam a microestrutura característica do material conforme fornecido (MB), típicas de aços baixo teor de carbono, com presença de maior volume da fase ferrita, com colônias de perlita distribuídas aleatoriamente na microestrutura. A granulometria dessas amostras apresenta grãos em grande parte de sua microestrutura contornos de grãos bem definidos,

oque pode ser observado com maior clareza na Figura 44(b). As figuras referentes ao MB apresentam lamelas de perlita dispostas de forma regular e bem definidas ao longo da amostra.

As Figuras 44(c) e 44(d) apresentam a microestrutura presente após um passe (1P G1) de ECAP sem a aplicação de nenhum tratamento térmico. Ao contrário da microestrutura do MB, a granulometria das amostras com um passe apresentaram uma orientação preferencial, com contornos mais alongados e não equiaxiais distribuídos ao longo da microestrutura. A fase perlita não apresentou morfologia bem definida assim como no MB, com aspecto fragmentado, e com estrutura lamelar irregular, ou seja, existe uma ausência de padrão da disposição lamelar conforme estrutura típica da perlita. Isto ocorre devido a DPS induzir uma grande deformação por cisalhamento que favorece a fragmentação de alguns constituintes da microestrutura do material (Yi YONG et al., 2013). Outro aspecto observado foi a presença de pequenos óxidos que podem ser observados a Figura 44(d), que tem como provável origem a fragmentação de microconstituintes presentes no material devido também as deformações por cisalhamento.

As Figuras 44(e) e 44(f) representam a micrografia das amostras com dois passes de ECAP (2P G2). Em relação a morfologia das fases constituintes, assim com nas amostras de um passe, a fase perlita apresentou uma estrutura lamelar fragmentada, e com lamelas dispostas de forma não homogênea. A provável causa deste aspecto da perlita se deve aos mesmos fatores que influenciaram a morfologia das amostras com um passe.

Figura 44 - Micrografia (MEV) do aço SAE 1020 Grupo 1: (a) MB, 500x ; (b) MB, 5000x; (c) Um passe ECAP, 500X; (d) Um passe ECAP, 5000x; (e) Dois passes ECAP, 600X; (f) Dois passes ECAP, 3500X;



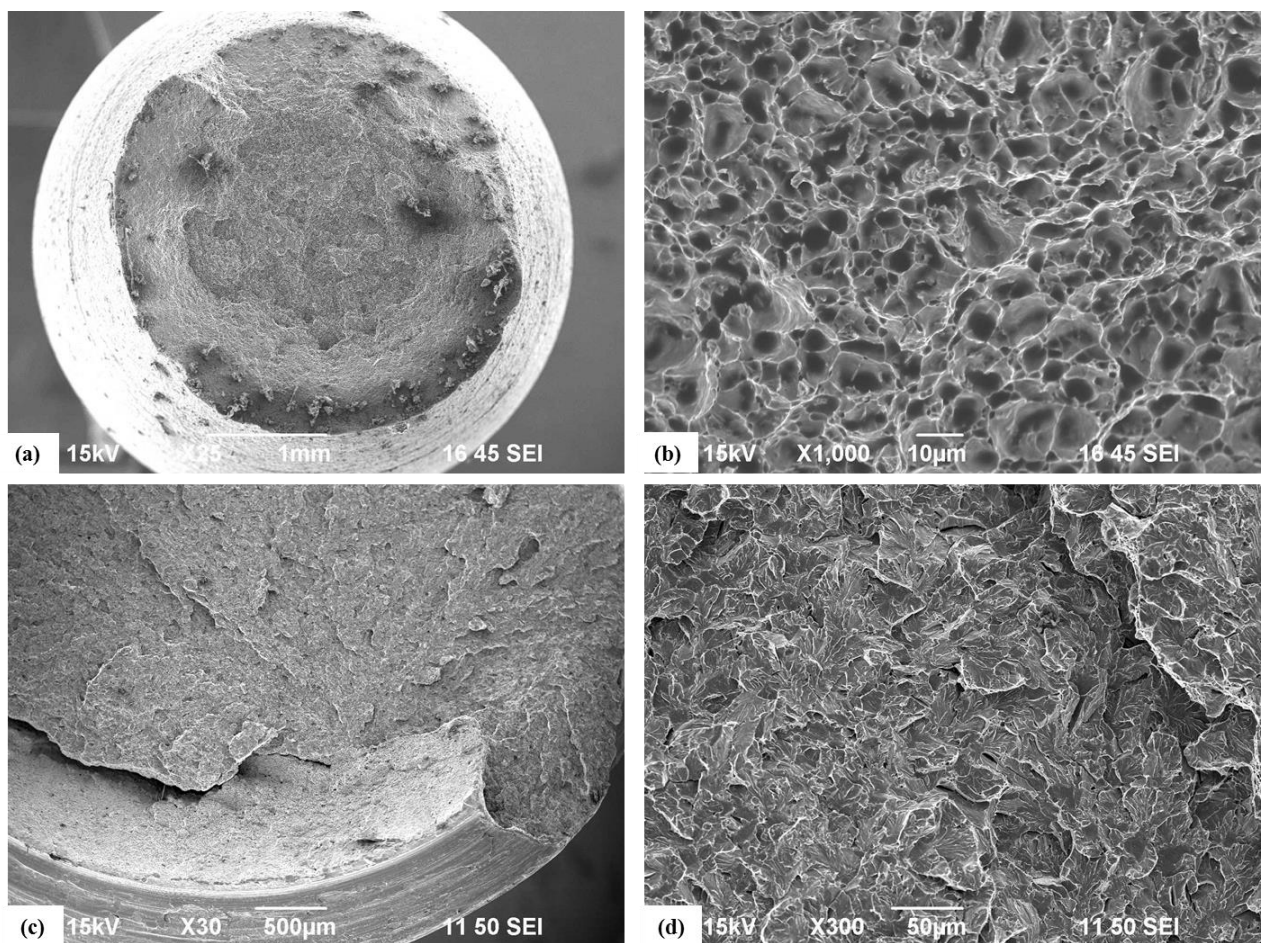
Fonte: Próprio autor

A fractografia dos corpos de prova rompidos nos ensaios de tração, para material base e amostra tipo 1P G1, podem ser visualizadas na Figura 45. A morfologia da superfície de fratura do material base apresenta características de uma fratura dúctil, devido a deformação ou empescoçamento da área útil do corpo de prova previamente a ruptura (Fig. 45a). Na Figura 45(b) é possível verificar a grande presença de microcavidades de diferentes tamanhos, também conhecidas como “*dimples*”, característica que evidencia uma fratura do tipo dúctil. As Figuras 45(c), e 45(d) representam a superfície de fratura das amostras 1P G1.

Diferentemente do que ocorreu com as amostras do material base, a superfície de fratura apresentou pouco ou nenhum sinal de deformação dos corpos de prova, o que indica um comportamento de fratura frágil. Na Figura 45(d) a morfologia da superfície de fratura apresenta um padrão típico de fratura frágil denominado clivagem, que consiste na propagação da trinca por meio da quebra de sucessivas ligações atômicas ao longo dos planos cristalográficos, formando uma superfície com aspecto facetado.

Figura 45 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 1:

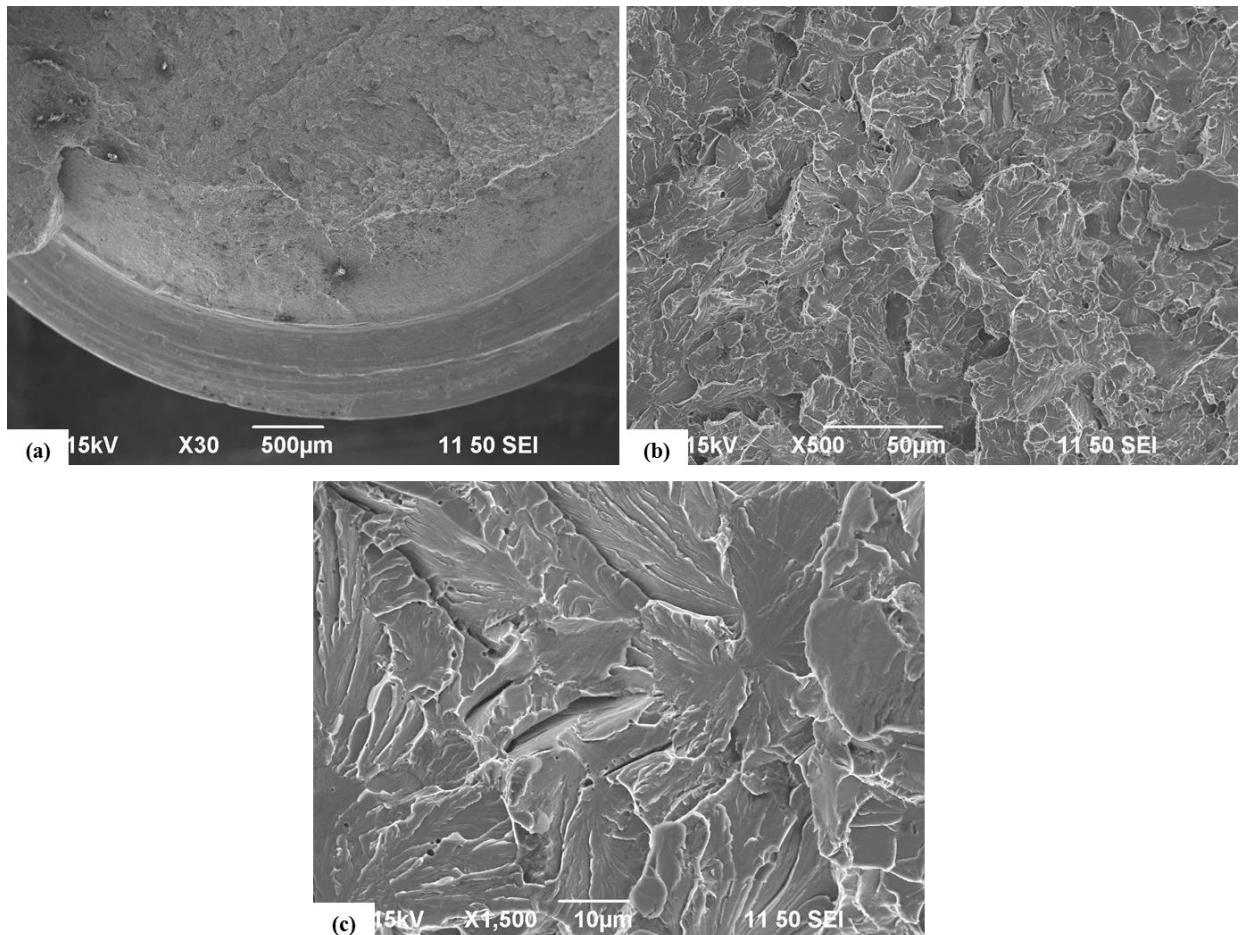
(a) MB, 25x; (b) MB, 1000x; (c) Um passe ECAP, 30x; (d) Um passe ECAP, 300x.



Fonte: Próprio autor

A Figura 46 exibe as superfícies de fratura de um corpo de prova rompido em ensaio de tração de amostra do tipo 2P G1. O aspecto de fratura observado na Figura 45 é do tipo frágil, assim como nas amostras com um passe deste grupo de análise, apresentando nenhum sinal de deformação anteriormente a ruptura do corpo de prova. A superfície apresenta características típicas de uma fratura por clivagem.

Figura 46 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 2 com dois passes: (a) 30X; (b) 500X, (c) 1000X.



Fonte: Próprio autor

5.1.2 Propriedades Mecânicas

Os resultados dos ensaios de tração realizados nas amostras do Grupo 1 estão representados na tabela 5, que também inclui os resultados do mesmo ensaio para o material base, com intuito de uma avaliação comparativa da evolução das propriedades mecânicas com processo ECAP.

Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração e dureza Grupo 1

Propriedades Mec.	Material Base (MB)	1P G1	2P G1
Limite de Rest. Max. (MPa)	461	856	1011
Alongamento Percentual (%)	41	23	9
Dureza Vickers (HV)	130	290	301

Fonte: Próprio autor

Analisando a tabela 5 verificou-se um aumento de 85,6 % do limite de resistência a tração (LRT) do material após ser submetido a um passe de ECAP. O aumento na resistência mecânica se deve ao processo natural de encruamento devido ao trabalho mecânico em temperaturas consideradas baixas, e redução do tamanho de grão provocada pelo processo. Contudo houve um decréscimo no valor de alongamento, de 41 % para 23 %. Isso ocorre devido ao endurecimento natural sofrido com DPS, seguido pelo aumento da densidade de discordâncias, que dificulta o deslizamento dos planos cristalográficos, aumentando assim à resistência a deformação plástica até o rompimento dos corpos de prova (ZHANG et al., 2016). Apesar de o alongamento percentual ter reduzido, observou-se que a amostra de um passe (1P G1) obteve uma combinação alongamento/LRT superior a aços com maior resistência mecânica da mesma classe (aços carbono). Por exemplo, de acordo com a literatura um aço 1060 normalizado possui LRT de aproximadamente 775 MPa e alongamento de 18% (ASM, 2014), um comportamento mecânico inferior ao aço 1020 submetido ao ECAP neste trabalho.

Considerando as amostras com dois passes, o resultado no que diz respeito ao LRT foi superior as amostras de um passe e conseqüentemente ao material base. O aumento verificado para amostras de dois passes foi de 119,26 % em relação ao material base. Como consequência do elevado aumento da resistência mecânica o mesmo fenômeno de redução de alongamento ocorreu, devido aos mesmos fatores observados nas amostras de um passe. A redução de alongamento foi de 41 % no material base para 9 % para a amostra 2P G1.

A respeito da dureza ao observar a tabela 5 observou-se que a dureza assim como a resistência mecânica aumentou em relação ao material base com processo ECAP. O aumento

verificado em relação ao material base foi de 123% considerando as amostras 1P G1, e para a amostra 2P G1 o aumento foi de 131%. O elevado aumento de dureza provavelmente foi devido ao mesmo processo que colaborou para o aumento da resistência mecânica.

Com os resultados dos ensaios de tração demonstrados na tabela 5 foi possível relacionar o refinamento de grão, conforme dados da tabela 4, com um aumento do LRT assim como de dureza do aço 1020, pois conforme menor foi o tamanho de grão, maior foi o LRT encontrado nos ensaios. A redução do alongamento neste caso também acompanhou o refinamento de grãos.

Analisando as superfícies de fratura apresentadas na Figura 45 que exhibe a superfície de fratura dos corpos de prova com um passe, pode-se dizer que também estão diretamente ligadas com os resultados dos ensaios de tração, pois a superfície de fratura referente ao material base apresentou maior capacidade de deformação até a ruptura final em relação as amostras com um passe ECAP, o que está diretamente relacionado com o valor de alongamento percentual superior obtido para o material na condição conforme fornecido quando comparado com alongamento do material com um passe, conforme visto anteriormente. Isto se deve ao endurecimento provocado pelo processo ECAP após um passe que fez com que o material reduzisse a capacidade de se deformar plasticamente, tornando a fratura com aspecto frágil. Em relação as amostras com dois passes (2P G1) na Figura 46, o tipo de fratura presente assim como nas amostras do tipo 1P G1, as propriedades mecânicas obtidas estão relacionadas com o tipo de fratura encontrada nos corpos de prova, pois o alongamento também foi reduzido em relação ao material base, representando um decréscimo da ductilidade do material e aumento de resistência mecânica, alterando deste modo o tipo de fratura nos ensaios mecânicos.

Com base nos resultados dos ensaios de tração e dureza pode-se considerar que o processo proporcionou que um aço com baixo teor de carbono, de aplicações industriais limitadas, alcançasse propriedades mecânicas superiores as de um aço com alto teor de carbono, que possui maior variedade de aplicações, conforme exemplo citado do aço 1060 mencionado, porém com a necessidade de uma melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade dependendo das aplicações.

Tabela 6 - Resultados dos Ensaios de Impacto Charpy Grupo 1

Ensaio Impacto Charpy	Material Base	1P	2P
Energia (J)	26,8	3,3	2,5

Fonte: Próprio autor

Com base na tabela 6 verificou-se uma redução na absorção de energia com impacto avaliado nos ensaios Charpy conforme número de passes na matriz ECAP, a temperatura ambiente. Isto ocorre devido ao grande aumento da resistência mecânica e encruamento, que tornaram o material mais frágil, reduzindo a capacidade de absorção de energia com choques mecânicos. O nível de tensões residuais devido a deformação plástica severa provavelmente colaborou para este comportamento do material, considerando a temperatura de trabalho.

5.2 RESULTADOS GRUPO 2

A tensão média calculada a partir da carga medida na máquina de ensaios durante o primeiro passe dos corpos prova na matriz foi de aproximadamente 1150 MPa. Para as amostras de dois passes a tensão foi de 1550 MPa, e no caso das amostras com três passes a tensão calculada foi de 1800 MPa. A tensão de compressão durante os ensaios ECAP aumentou conforme número de passes devido ao aumento da resistência mecânica.

Conforme descrito no tópico de metodologia deste trabalho, os CDPs deste grupo de análise foram submetidos ao tratamento térmico de alívio de tensões entre os passes ECAP, incluindo após o último passe de cada tipo de amostra.

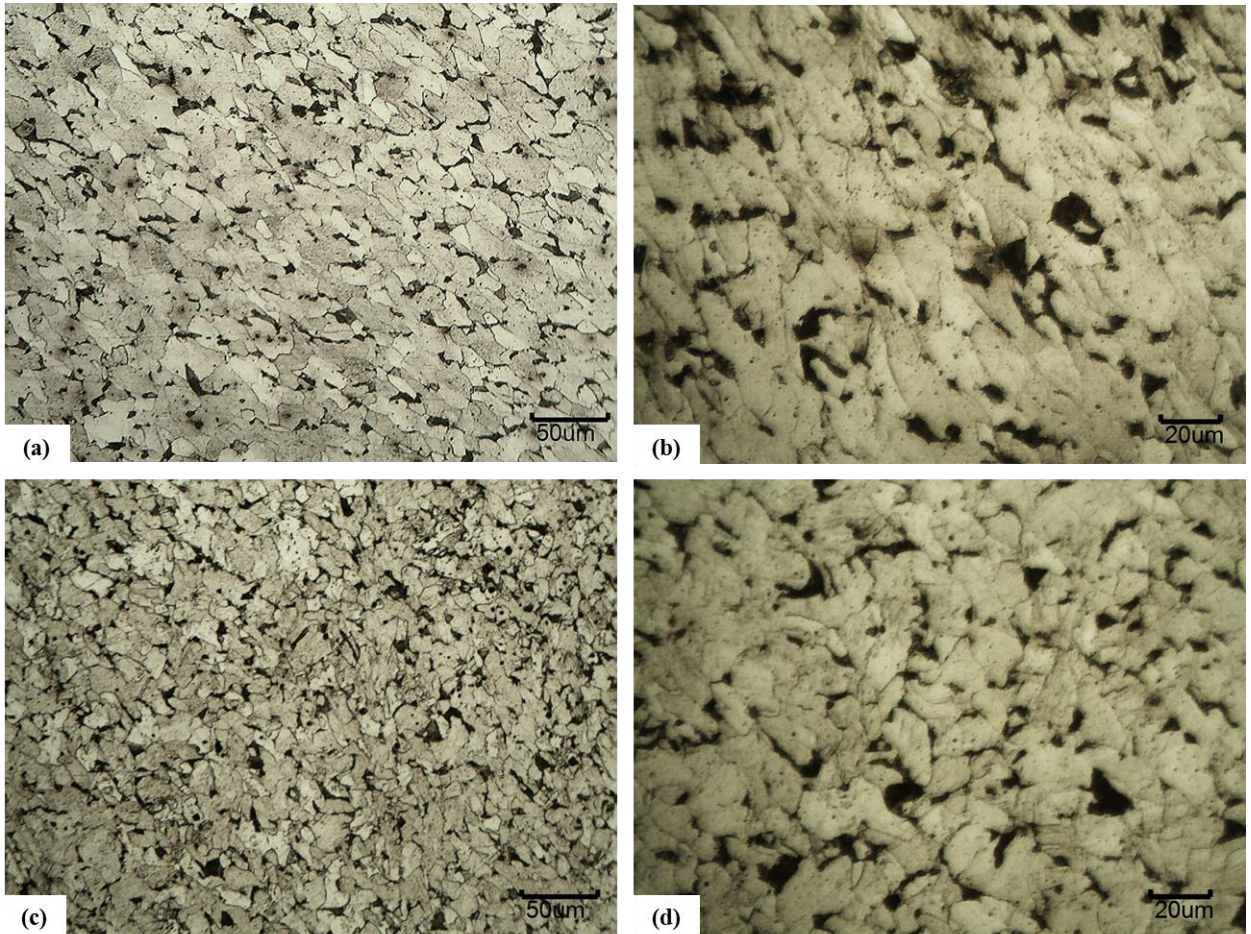
5.2.1 Análise microestrutural

A Figura 47 exibe as imagens de microscopia óptica das seções transversais das amostras do Grupo 2 de análise com um e dois passes ECAP, submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões após os passes, obtidas após ataque químico.

Analisando a Figura 47 foi possível observar que a orientação preferencial dos grãos para os dois tipos de amostras se assemelham com as amostras do Grupo 1. Nas Figuras 47(a) e 47(b), pode-se observar uma orientação preferencial dos grãos e forma alongada dos grãos de ferrita, apresentando o mesmo padrão que amostras com um passe do Grupo 1 as quais não submetidas a nenhum tratamento térmico.

Assim como as amostras de um passe (1P G2), as amostras com dois passes (2P G2) do Grupo 2 também apresentaram microestrutura similar às encontradas no Grupo 1. As Figuras 47(c), e 47(d) apresentam grãos equiaxiais com granulometria mais fina, e sem aparente orientação preferencial. A característica deste aspecto dos grãos se deve também as rotas de processamento, pois a cada passe ativa diferentes planos de deslizamento.

Figura 47 - Imagens de microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 2: (a) 1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 200x; (b) 1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x (c) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 200x; (d) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x.

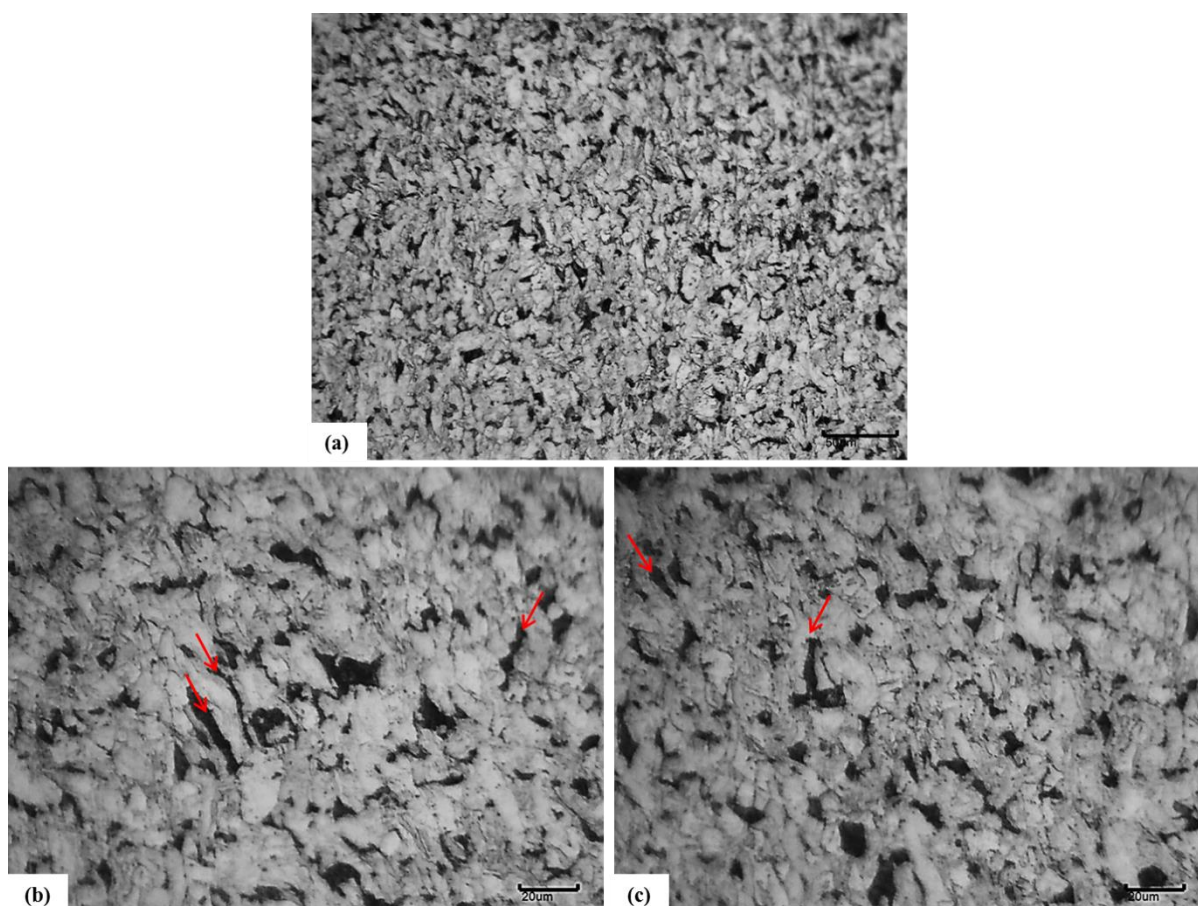


Fonte: Próprio autor

A Figura 48 apresenta as imagens de microscopia óptica da seção transversal das amostras do Grupo 2 com três passes de ECAP. Com base nas imagens na Figura 48 pode se verificar um granulometria com grãos de ferrita predominantemente equiaxial, similares a características de grãos encontrados na amostra 2P G2. Porém as colônias de perlita dentro da matriz de ferrita apresentam geometria alongada, disposta de forma irregular ao longo da superfície. Nas Figuras 48(b), e 48(c) pode se observar que em algumas regiões, indicadas pelas setas vermelhas, o ECAP modificou as características da fase perlita, deixando a com geometria bem alongada e diferenciada de seu padrão típico. Outro aspecto interessante a observar são partículas escuras ao longo da amostra, próximo as colônias de perlita. A provável origem dessas estruturas (pontos escuros) é a fragmentação que ocorre da fase

perlita, a qual, em altos níveis de deformação plástica faz com que a fase cementita se dissocie da estrutura lamelar de perlita ficando desta maneira dispersas na matriz de ferrita (SHIN; PARK, 2005).

Figura 48 - Imagens de microscopia óptica do aço SAE 1020 Grupo 2: (a) 3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 200x; (b) 3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x ; (c) 3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 400x.



Fonte: Próprio autor

A tabela 7 apresenta os resultados de tamanho médio de grãos do aço 1020 das amostras do Grupo 2. Como a temperatura utilizada no tratamento pós ECAP foi abaixo do patamar temperatura de recristalização do material, o tamanho médio dos grãos não sofreu alterações significativas em todos os números de passes utilizados em comparação com as amostras do Grupo 1, o qual as amostras não foram submetidas a nenhum tipo de tratamento térmico.

Os resultados apresentam uma redução dos tamanhos de grãos conforme o número de passes de ECAP, reafirmando deste modo que o processo ECAP com as variáveis utilizadas neste trabalho foi efetivo no refinamento de grãos.

Com três passes de ECAP o tamanho médio de grãos reduziu drasticamente em relação ao material base conforme demonstra resultados na tabela 7. A redução foi de 65,18% do tamanho médio dos grãos na amostra do tipo 3P G2, em relação ao material base. Esses resultados influenciaram diretamente nos valores de dureza do aço, e provavelmente induziu um aumento no limite de resistência a tração e limite de escoamento, sendo que neste trabalho não foram realizados ensaios de tração em amostras do tipo 3P G2 devido a limitações de dimensões dos corpos de prova após o terceiro passe.

Tabela 7 - Tamanho médio de grão - Grupo 2

Granulometria	MB	1P G2	2P G2	3P G2
Tamanho Médio de Grão (μm)	25,8	16,3	13,1	9,0

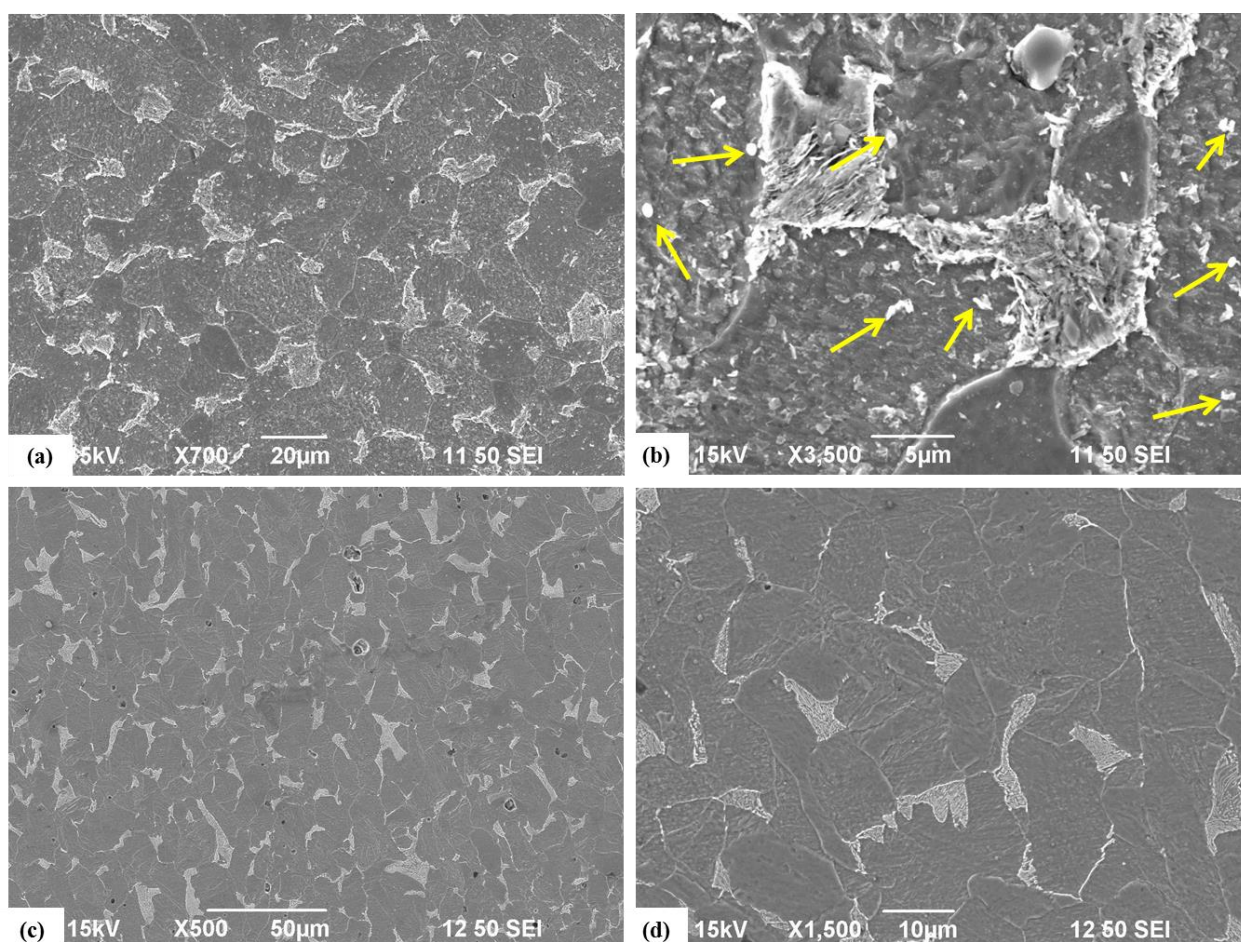
Fonte: Próprio autor

A Figura 49 apresenta as micrografias das seções transversais, obtidas por MEV das amostras de um e dois passes do Grupo 2. Na Figura 49(a) pode se observar na micrografia da amostra 1P G2 a fase perlita com geometria alongada, distribuída aleatoriamente dentro da matriz de ferrita e apresentando aspectos similares a microestrutura encontrada nas amostras de mesmo número de passes do Grupo 1 (1P G1). Um aspecto interessante neste tipo de amostra que pode ser verificado na Figura 49(b) são microestruturas com geometria circulares de coloração clara brilhante indicadas pelas setas amarelas, encontradas próximas a fase perlita. Conforme discutimos na Figura 48 nas imagens de microscopia óptica, essas microestruturas representam partículas de cementita fragmentadas durante o processo de DPS, por serem partículas frágeis ao serem submetidas a um intenso nível de tensão se fragmentam dentro da estrutura perlítica. Em referência a Figura 49(b) pode se notar uma morfologia da perlita com lamelas fragmentadas, e não uniforme distribuída ao longo da amostra.

As amostras de dois passes deste grupo, assim como as amostras de um passe, apresentaram aspecto microestrutural semelhante às amostras do Grupo 1 com número equivalente de passes. Contudo, como análise comparativa, o sucessivo tratamento térmico entre os passes, considerando que as amostras do tipo 2P G2 foram submetidas a dois tratamentos de alívio de tensão, a estrutura lamelar da perlita apresentou aspecto mais

uniforme e não fragmentada, se compararmos com as Figuras 44(e) e 44(f) do Grupo 1. Isto ocorre devido a maior capacidade de deformação plástica que o tratamento de alívio de tensões induz no material após o primeiro e segundo passe sucessivamente, ou seja, um menor nível de tensões é imposto nas fases constituintes do material. A perlita neste caso por se tratar da fase que sofre maior alteração em sua morfologia com tratamento térmico, apresenta estrutura lamelar com aspecto mais definido.

Figura 49 - Micrografias (MEV) do aço SAE 1020 do Grupo 2: (a) 1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 700x ; (b) 1 passe ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 3500x; (c) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 500x; (d) 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão, 1500x .

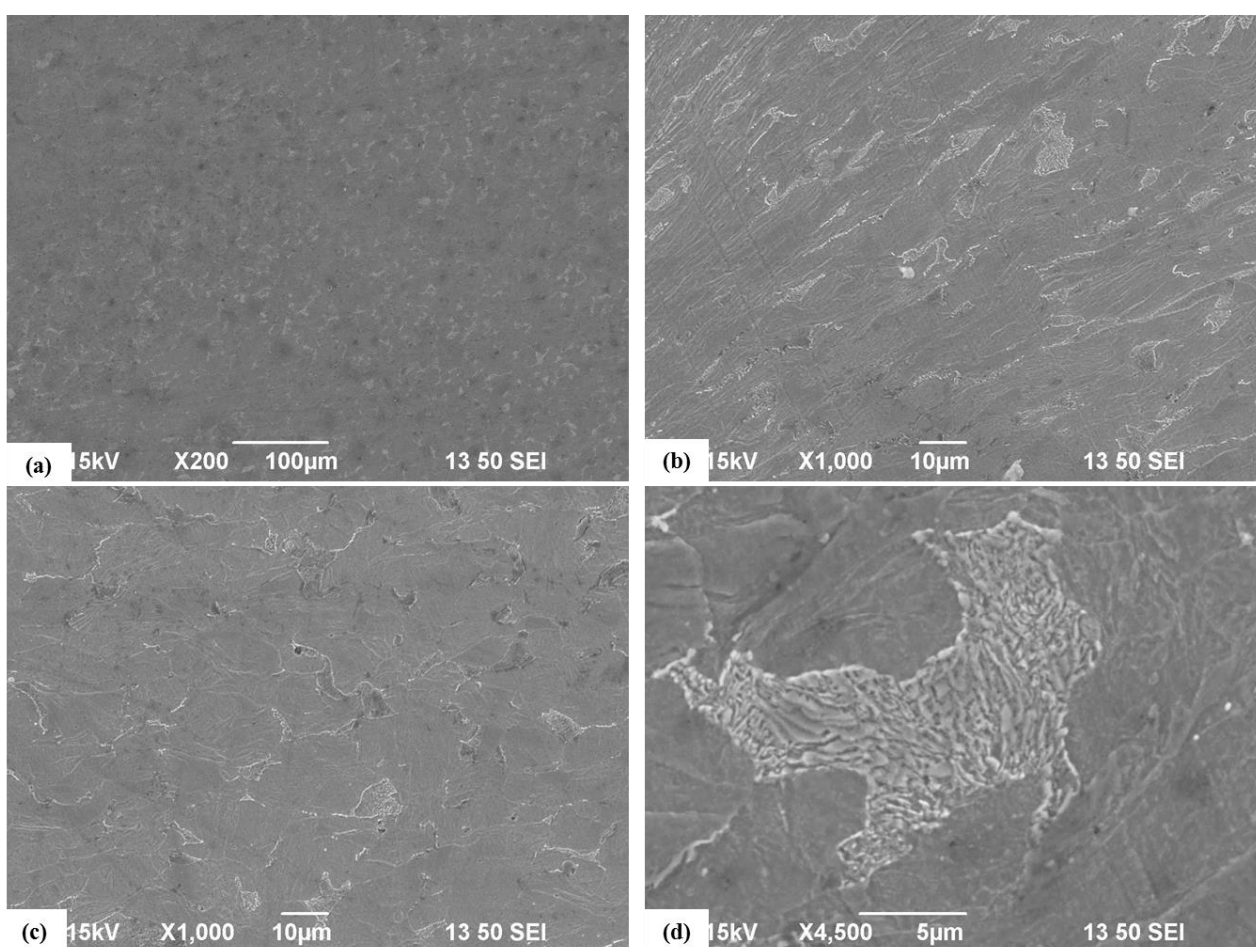


Fonte: Proprio autor

A Figura 50 apresenta as imagens obtidas por MEV das amostras com três passes (3P G2) de ECAP do Grupo 2. Com base nas imagens da Figura 50, pode se dizer que o nível de deformação imposto com terceiro passe na matriz induziu uma grande transformação na morfologia das fases presentes no aço. As colônias de perlita foram fragmentadas ao longo da

amostra, ficando bem dispersas na matriz de ferrita, sendo até mesmo difícil identificar sua morfologia lamelar característica, conforme observar-se na Figura 50(c). Na Figura 50(b) pode se verificar uma decomposição da perlita por meio de alongamento e fragmentação de sua estrutura, sendo as fases orientadas do sentido do plano de cisalhamento formado durante a passagem pela matriz. Fica evidenciado na Figura 50(d) que a estrutura lamelar da perlita ficou com lamelas mais espaçadas, e completamente fragmentadas após o terceiro passe.

Figura 50 - Micrografias (MEV) do aço SAE 1020 Grupo 2 com 3 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão: (a) 200x ; (b) 1000x; (c) 1000x; (d) 4500x.

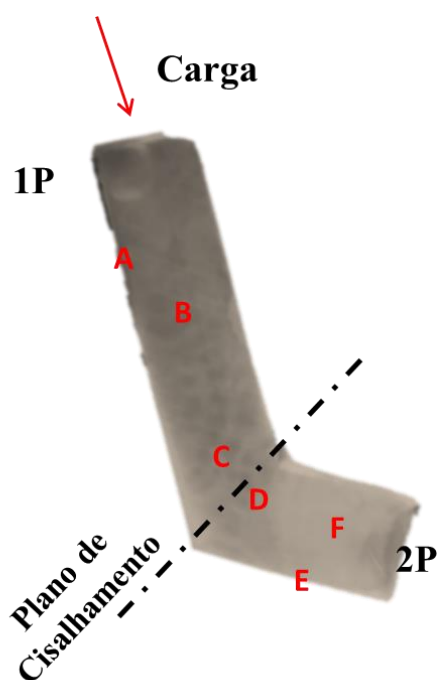


Fonte: Próprio autor

Com intuito de investigar a evolução microestrutural que ocorre com os passes de ECAP, foram analisadas microscopicamente a seção longitudinal das amostras de um e dois passes deste grupo. A Figura 51 representa a seção longitudinal da amostra contendo superfícies com um e dois passes pela matriz. Esta superfície foi obtida com interrupção do

ensaio no segundo passe pela matriz, obtendo deste modo uma amostra contendo microestruturas características do primeiro e segundo passe e uma região de transição.

Figura 51 – Seção longitudinal das amostras de 1 passe e 2 passes ECAP+Trat. Alívio de Tensão.



Fonte: Próprio autor

Na Figura 52 pode se visualizar imagens de microscopia óptica das microestruturas nas regiões demarcadas de “A” a “E”, indicadas na Figura 51. A região **A** representa a microestrutura referente a um passe, localizada na extremidade do corpo de prova, a qual é possível verificar uma granulometria mais alongada, e fina em relação ao centro da seção longitudinal representada pela região **B**. Na região **B** os grãos se encontram com orientação preferencial no sentido do processo.

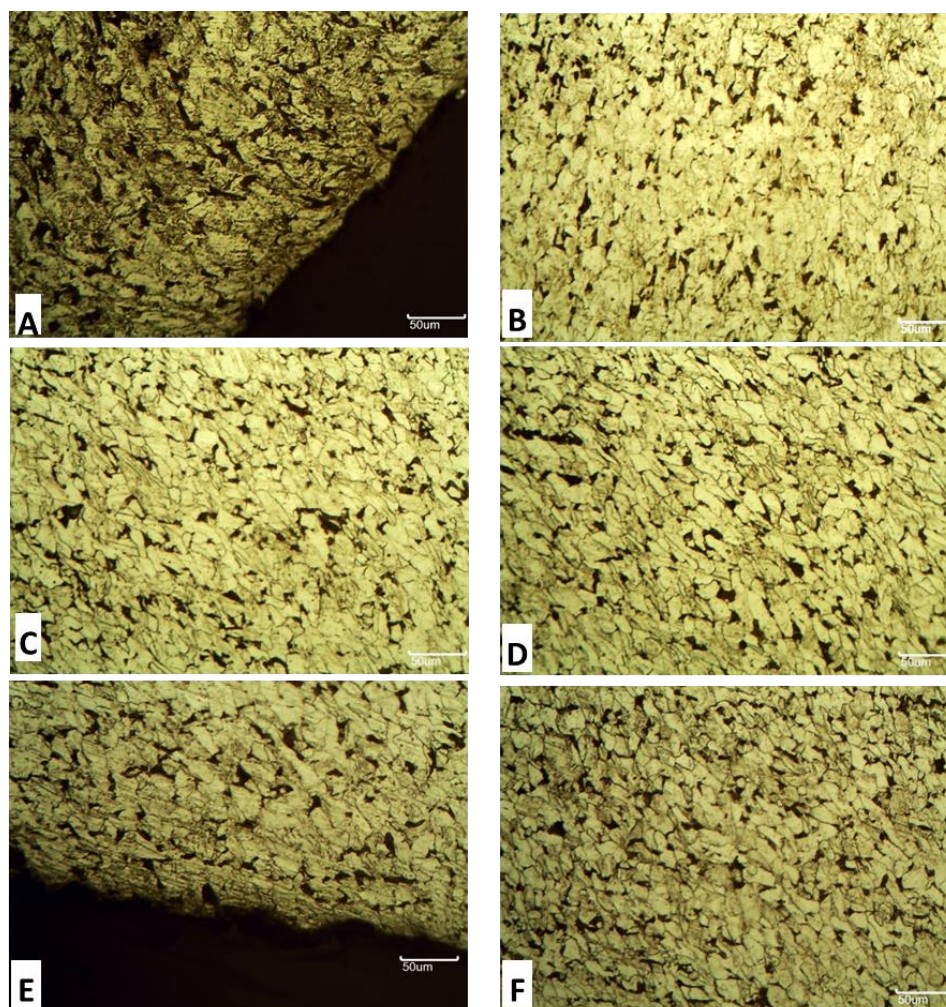
As regiões **C** e **D** na Figura 51 representam uma zona de transição, a qual a microestrutura passa pelo plano de cisalhamento na junção entre os canais da matriz. Nesta região é possível observar tanto a presença de grãos mais alongados e orientados preferencialmente, quanto grãos mais equiaxiais, pois durante a passagem por essa região ocorre a quebra de grão por deformação de cisalhamento, e como se trata de uma região de transição, os grãos estão em processo de transformação. A região **F** representa a

microestrutura após a passagem pelo plano de cisalhamento, e apresentou grãos em sua predominância equiaxiais na região central, sem uma orientação preferencial bem definida.

Nas extremidades do corpo de prova representado pela região **E**, assim como na região de um passe (região **A**), apresentou uma granulometria mais fina e com grãos mais alongados.

Conforme discutido nos parágrafos anteriores, o processo ECAP alterou também as características microestruturais na seção longitudinal do material, sendo possível observar a evolução do processo entre um e dois passes com a passagem pela região de interseção dos canais da matriz. Outro aspecto observado foi a granulometria mais fina nas extremidades dos corpos de prova. Isto ocorre provavelmente devido ao maior atrito destas regiões com as paredes da matriz ECAP, o que induz a um maior nível de deformação nesta área.

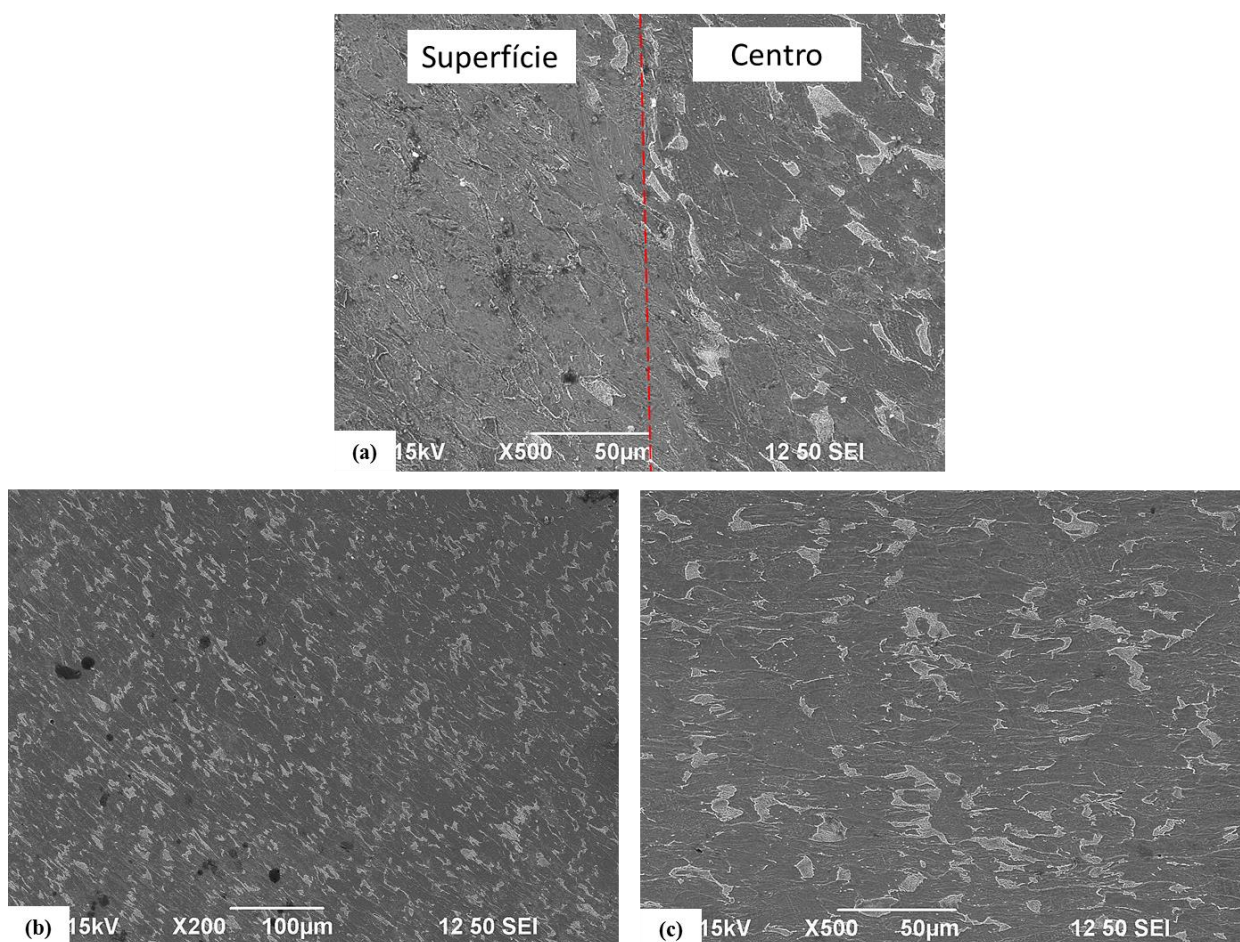
Figura 52 - Evolução da microestrutura na seção longitudinal, entre o primeiro e segundo passe no Grupo 2.



Fonte: Próprio autor

A mesma seção longitudinal analisada na Figura 51, também foi investigada com uso de microscopia eletrônica de varredura, sendo as imagens exibidas nas Figuras 53, 54, e 55. A Figura 53(a) apresenta a evolução das características das fases presentes no material, partindo da extremidade em direção ao centro da seção longitudinal. Conforme se aproxima da superfície do corpo de prova a perlita se deforma mais e se fragmenta praticamente por completo, devido ao grande endurecimento e maior deformação imposta na superfície devido ao atrito com as paredes da matriz. Analisando as Figuras 53 (b) e (c), verificou um alinhamento das colônias de perlita no sentido do fluxo de processo, com grande deformação das lamelas de perlita, na região central do corpo de prova, equivalente a região **B**, demonstrada na Figura 51.

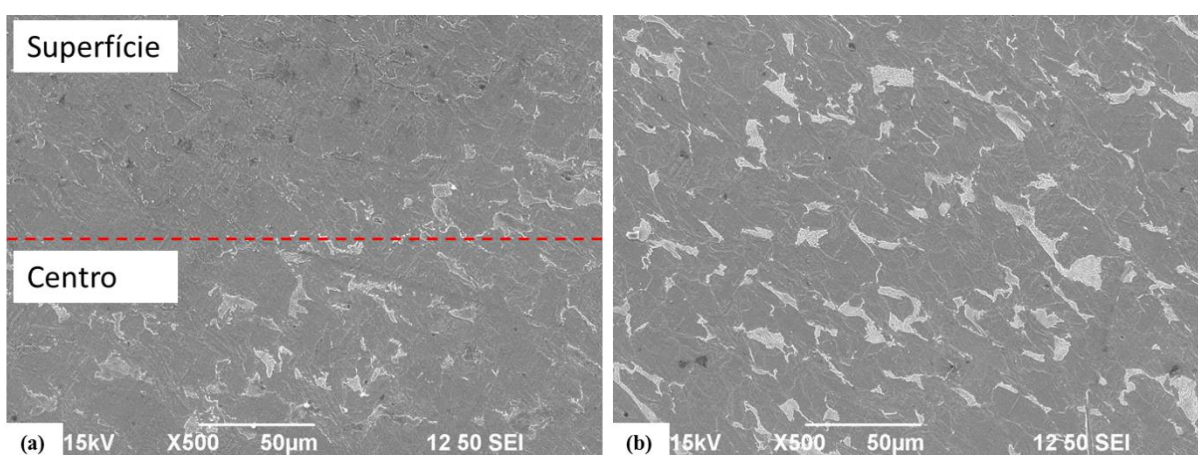
Figura 53 - Micrografias da seção longitudinal do aço SAE 1020 na região de um passe ECAP após tratamento de alívio de tensão: (a) Superfície; (b) Centro; (c) Centro.



Fonte: Próprio autor

As imagens na Figura 54 apresentam as imagens referentes à região de dois passes da seção longitudinal do corpo de prova. Assim como na região de um passe a perlita próxima a superfície do material se encontra fragmentada, sendo também difícil de identificar sua presença conforme se afasta do centro da amostra. No centro da amostra (Figura 54b) as colônias de perlita também se encontram de forma alinhada no sentido do fluxo, e com lamelas alongadas e deformadas.

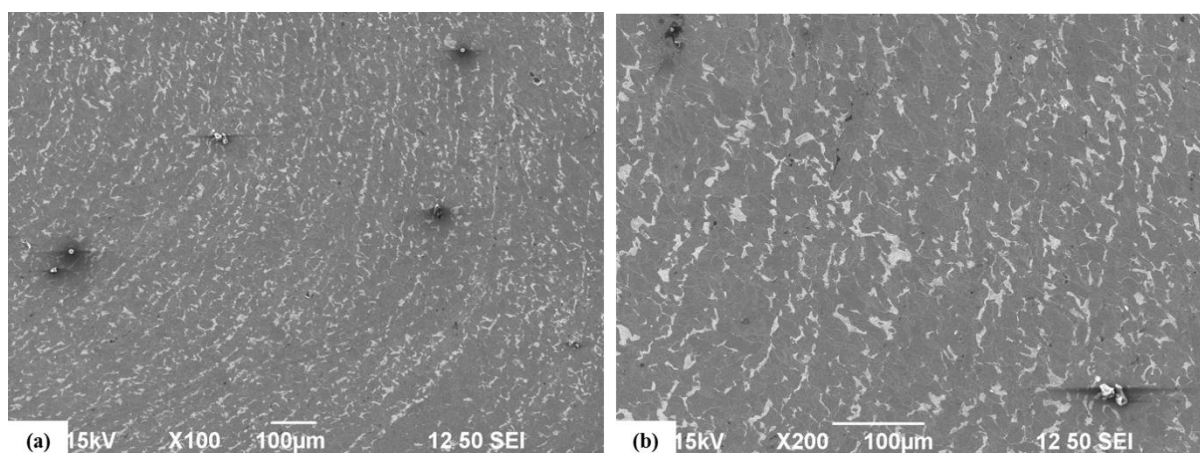
Figura 54 - Micrografias da seção longitudinal do aço SAE 1020 na região de dois passes ECAP após tratamento de alívio de tensão: (a) Superfície; (b) Centro.



Fonte: Próprio autor

As imagens de MEV na região de interseção entre os canais da matriz, equivalente a região C e D na Figura 51, podem ser observadas na Figura 55, a qual é possível observar o sentido de fluxo do processo. O plano de cisalhamento se encontra nesta região, o qual é responsável pela modificação dos grãos e formação de novos sub-grãos no material. Com base nas imagens da Figura 55 pode se observar a transformação das fases presentes conforme segue o fluxo de processo.

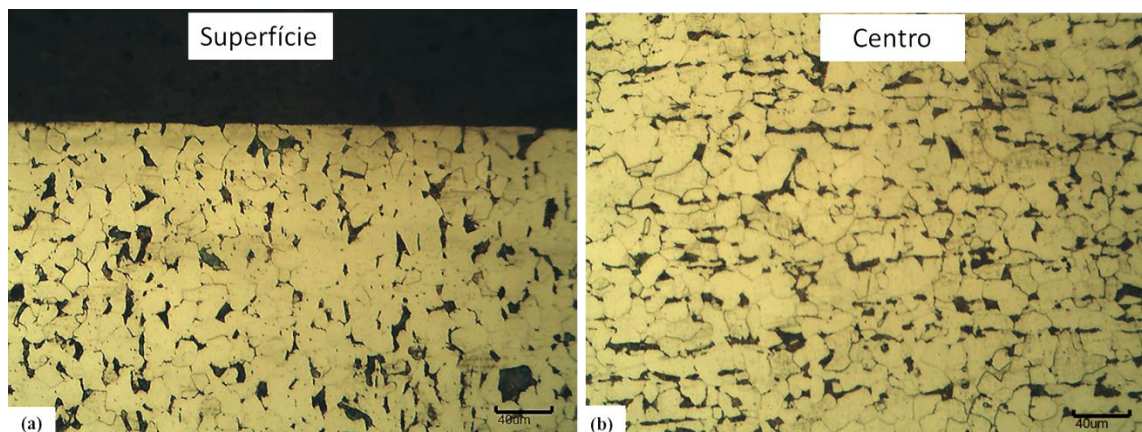
Figura 55 - Micrografias da seção longitudinal do aço SAE 1020 na região de transição entre o primeiro e segundo passe ECAP após tratamento de alívio de tensão



Fonte: Próprio autor

A Figura 56 representa as imagens obtidas com microscopia óptica da seção longitudinal do material base, com intuito de avaliar a alteração no perfil de microestrutura que o processo ECAP induziu no material. As imagens referentes ao material base apresentam um perfil de microestrutura com grãos equiaxiais sem nenhuma deformação na região central na Figura 56(b), com as colônias de perlita dispostas de forma uniforme na matriz de ferrita, conforme esperado para este tipo de material. Ao comparar as imagens da Figura 56 com as imagens na Figura 52 verifica-se uma grande diferença entre a granulometria após o primeiro e o segundo passe em relação ao material base, pois o processo modificou completamente as características microestruturais, assim como observamos nas imagens da seção transversal. Ao analisar a superfície na Figura 56(a), é possível verificar pouca alteração na microestrutura, em relação ao centro da amostra. Baseando-se nas imagens da superfície do material base é possível avaliar o efeito do atrito nas paredes dos canais da matriz ECAP na deformação de grãos, quando comparamos com as imagens próximas a superfície na Figura 51 (Região A e E), a qual apresentam grãos alongados, e deformados.

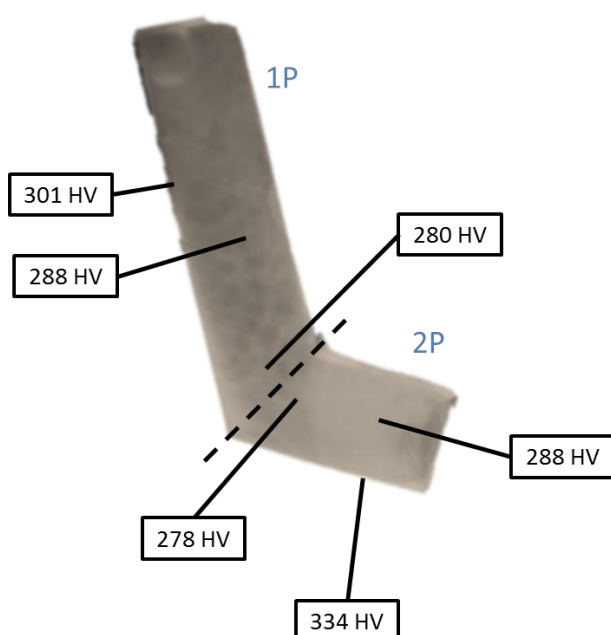
Figura 56 - Microscopia óptica da seção longitudinal do material base



Fonte: Próprio autor

A Figura 57 ilustra os valores dos ensaios de microdureza Vickers da mesma seção longitudinal demonstrada na Figura 51. Os valores de microdureza encontrados nas extremidades do corpo de prova, ou seja, na superfície de contato com os canais da matriz obtiveram maiores valores em relação as outras regiões. A provável causa deste resultado seria o maior atrito e nível de tensão imposto que existe entre a superfície e as paredes dos canais da matriz, o que resulta em um maior endurecimento desta região durante o processo, considerando que o processo é realizado a uma temperatura abaixo da recristalização do aço.

Figura 57 - Valores de microdureza Vickers na seção longitudinal entre 1º e 2º passe.

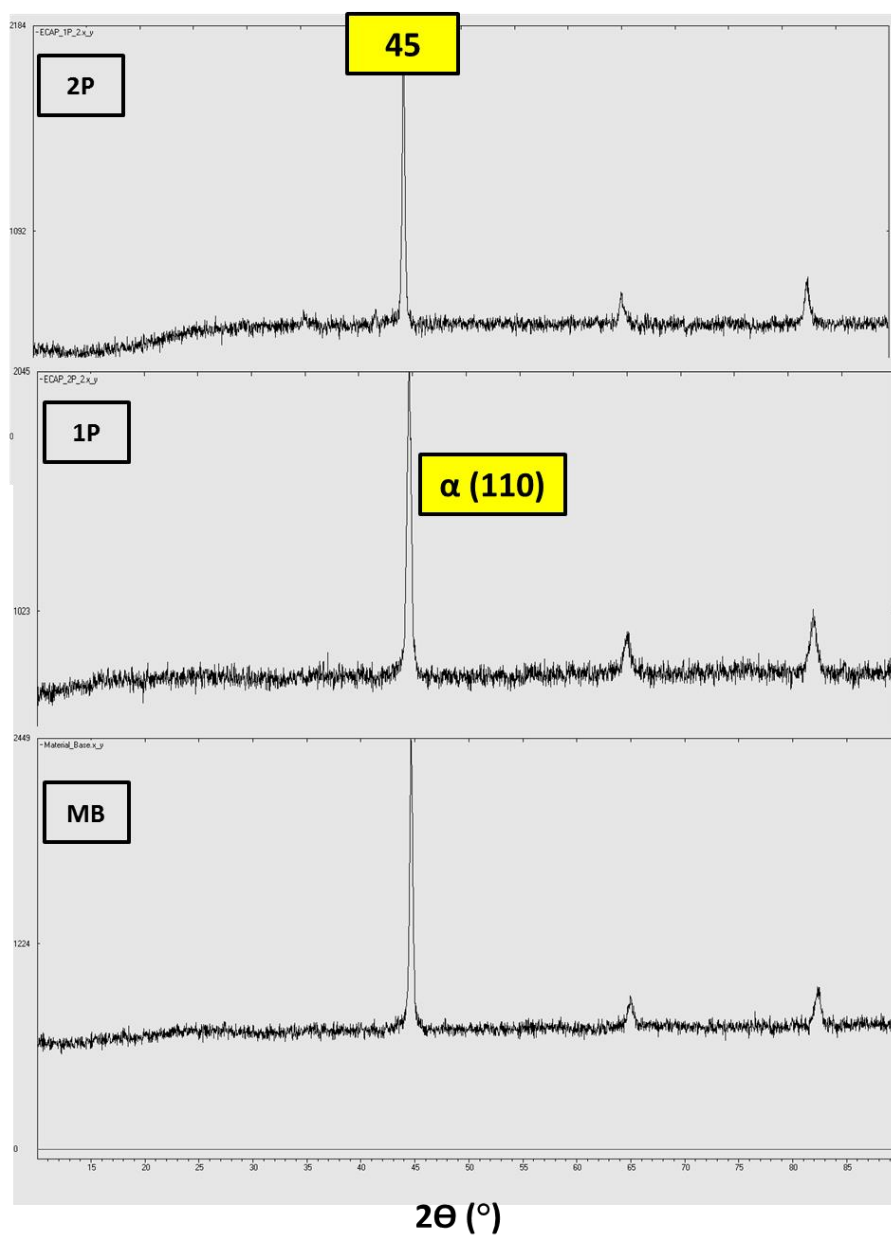


Fonte: Próprio autor

5.2.2 Difração de Raio-X

Os difratogramas resultantes das análises do Grupo 2 e material base, podem ser visualizados na Figura 58, com picos das fases presentes na estrutura cristalina do material. Os picos presentes nos resultados das análises de raio-x, obtiveram maior intensidade no ângulo 2θ igual a 45° , e são compatíveis com a estruturas cristalina cubica de corpo centrado, a qual neste material se refere a presença em maior volume da fase ferrita(α), por se tratar de um aço 1020, com maior volume de ferrita em relação ao outras fases presentes no material. O plano de difração para esta estrutura cristalina é (110) (SONG et al., 2013). Analisando os resultados de difração de raio-x na Figura 58, observou se que o processo ECAP não induziu a formação de uma nova fase devido aos altos níveis de deformação plástica, sendo que, tanto para o material base, assim como para as amostras com um de dois passes, a ferrita é a fase em maior volume presente, com intensidade de picos aproximadamente de mesma magnitude. Este comportamento do aço 1020 submetido ao processo ECAP sugere que, por ser um aço composto em seu grande volume pela fase ferrita e não possuir elementos de liga ou precipitados que poderiam eventualmente favorecer uma transformação de fases induzida por deformação plástica, nenhuma transformação de fases significativa ocorresse nas condições de contorno utilizadas neste trabalho.

Figura 58 - Perfil de Raio-X das amostras Material Base (MB), 1P, 2P



Fonte: Próprio autor

5.2.3 Propriedades mecânicas

Os resultados dos ensaios de tração e dureza realizados nas amostras do Grupo 2 estão apresentados na tabela 8, na qual os resultados de material base também estão demonstrados, com intuito de análise comparativa.

Tabela 8 - Resultados dos ensaios de tração e dureza Grupo 2

Propriedades Mec.	MB	1P G2	2P G2	3P G2
Limite de Rest. Max. (MPa)	461	836	957	-
Limite de Escoamento (MPa)	325	775	890	-
Alongamento Percentual (%)	41	29	22	-
Dureza Vickers (HV)	130	258	298	330

Fonte: Proprio autor

No que diz respeito ao Limite de Resistência a Tração (LRT), assim como nas amostras do Grupo 1, um grande aumento desta propriedade foi registrado nos ensaios de tração em relação ao material base. Considerando a amostra 1P G2, o aumento no LRT foi de 461 MPa para 836 MPa após um passe na matriz seguido de tratamento de alívio de tensões. Um aumento ainda maior ocorreu com a amostra 2P G2, em que o LRT alcançado foi de 957 MPa. A dureza do material aumentou conforme o número de passes em relação ao material base. O valor de dureza do material aumentou de 130 HV, no material base, para 330 HV com terceiro passe pela matriz. Esse resultado indica um elevado processo de endurecimento causado pelas deformações plásticas do processo.

Com relação a tensão limite de escoamento (LE) foi registrado um aumento de 138,46% em relação ao material base, de 325 MPa para 775 MPa na amostra 1P G2. A amostra 2P G2 um aumento ainda maior foi registrado, de 325 MPa para 890 MPa. Esses resultados demonstram que o refinamento de grãos induzido pelo processo ECAP influenciou não somente na resistência a tração como também na resistência ao escoamento do material, o que em teoria reflete uma maior resistência do material a iniciar o processo de deformação plástica. O grande aumento no LE refletiu também no alongamento do material, que mesmo com tratamento de alívio de tensão sofreu uma considerável redução. Isto pode ser explicado devido a relação LE/LRT ser na ordem de 0,92, que reflete a capacidade do material se deformar plasticamente até a sua ruptura, ou seja, o tempo entre o momento o qual o material

inicia sua transição elasto-plástica, ao atingir sua tensão de escoamento, e atingir sua tensão máxima é estreito, diminuindo a ductilidade do material.

O alongamento percentual das amostras processadas por ECAP e submetidas ao tratamento de alívio e tensão, não foi recuperado totalmente em relação ao material base. Entretanto uma melhor combinação entre alongamento e resistência mecânica foi alcançada com a utilização do tratamento, se compararmos com amostras do Grupo 1, conforme resultados da tabela 5 . Para amostras de um passe (1P G2), o aumento do alongamento foi 23% para 29% em relação ao Grupo 1. Realizando a mesma comparação, para amostras com dois passes (2P G2) este aumento foi ainda maior de 9% para 22%. Esses resultados indicam que com a combinação apropriada entre número de passes aliada a um tratamento de alívio de tensões, propriedades mecânicas interessantes podem ser obtidas, o que demonstra uma evolução em relação aos resultados do Grupo 1, podendo ser um indício de ampliação do campo de aplicações industriais deste material.

Tabela 9 - Resultados dos Ensaio de Impacto Charpy Grupo 2

Ensaio Impacto Charpy	MB	1P G2
Energia (J)	26,8	5,2

Fonte: Próprio autor

Com base na tabela 8 foi possível verificar uma drástica redução na absorção de energia ao impacto avaliado nos ensaios Charpy com um passe de ECAP em relação ao material base. O mesmo comportamento neste ensaio foi observado para as amostras do Grupo 1 com mesmo número de passes, sendo no que diz respeito a absorção de impacto, o processo ECAP reduziu a energia devido ao elevado aumento da resistência mecânica e fragilização imposta pelo processo. Neste contexto, o tratamento térmico de alívio de tensões empregado não foi capaz de recuperar toda a energia de absorção de impacto reduzida, embora no que diz respeito a ductilidade o tratamento foi mais eficaz, conforme discutido no parágrafo anterior. Entretanto em relação ao material com um passe sem tratamento no Grupo 1, os valores de energia foram superiores nas amostra do Grupo 2, demonstrando um aumento de 3,3 para 5,2 J, indicando que o tratamento influenciou positivamente dentro do processo, pois elevou a energia de absorção de impacto, sem alterar significativamente a resistência a tração e dureza do material conforme demonstrados na tabela 8.

Um ponto a ser considerado nos resultados dos ensaios charpy realizados neste trabalho foi que para um maior ganho de energia de absorção ao impacto, outros parâmetros de ensaios

do processo ECAP tais como: temperatura de ensaio, tratamento térmico prévio e máquina de ensaio com menores escala devido as dimensões dos corpos de prova, podem ser considerados para influenciar na obtenção de melhores resultados. Contudo, mesmo diante deste cenário pode-se dizer que a o tratamento influenciou de forma benéfica no que diz respeito a aumento de absorção de energia de impacto, podendo ser um indicio de melhoria na tenacidade do material.

5.3 RESULTADOS DO GRUPO 3

A tensão média calculada a partir da carga medida na máquina de ensaios durante o primeiro passe dos corpos prova na matriz foi de aproximadamente 1200 MPa.

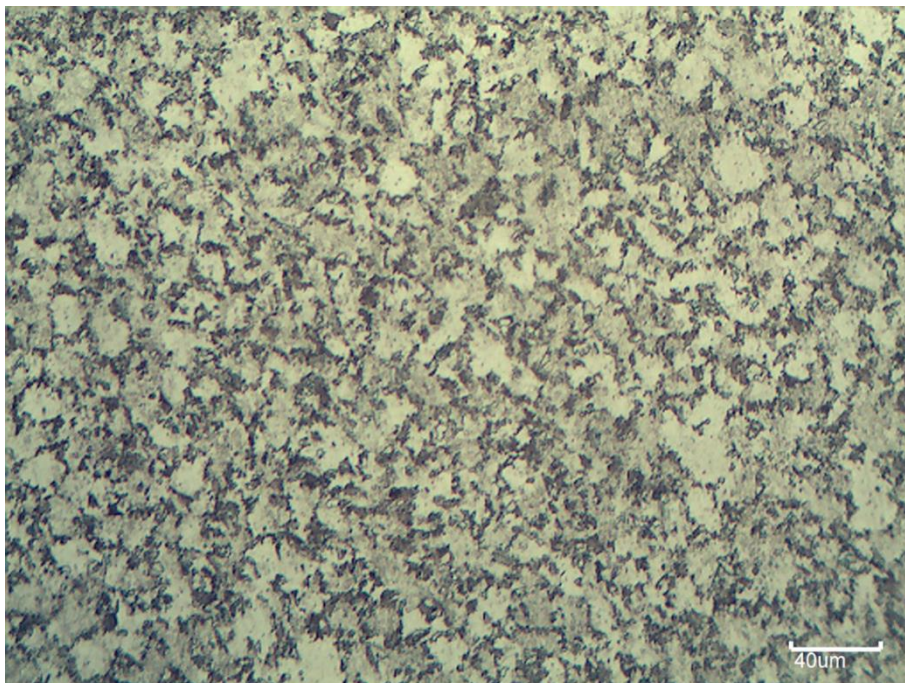
Conforme descrito no tópico de metodologia deste trabalho, os CDPs deste grupo de análise foram submetidos ao tratamento térmico recozimento intercrítico após um passe ECAP com intuito de obter uma microestrutura “Duplex”.

5.3.1 Análise microestrutural

Na Figura 59 estão exibidas as imagens de microscopia óptica referente a seção transversal da amostra submetida ao tratamento de recozimento intercrítico após um passe pela matriz ECAP. O tratamento térmico aplicado resultou em uma microestrutura similar a uma microestrutura conhecida como Duplex, que possuem uma boa conformabilidade mecânica, pois é considerada uma microestrutura com a coexistência de uma matriz de ferrita aliado a fases como martensita/austenita retida, e ocasionalmente bainita (KONDAVETTI et al., 2016) . Ao analisar as imagens na Figura 59 pode se identificar nos contornos de grãos da ferrita, representada pela fase mais clara, a nucleação de uma nova fase com perfil diferente daquele encontrado nas amostras dos outros grupos, no qual foi possível observar as colônias de perlita dispersas na matriz de ferrita claramente. Verificou-se também que com o reagente utilizado nesta imagem (Nital 2%) a microestrutura não apresentou contornos de grãos bem definidos, o que pode significar uma transformação parcial da austenita em outras fases, devido ao resfriamento brusco em óleo.

Outra hipótese para características microestruturais destas amostras é a que ocorreu uma recristalização parcial das amostras na temperatura utilizada no tratamento, o que foi responsável pela redução de dureza e resistência mecânica, em relação as amostras do Grupo 1 e 2, encontrada nos resultados dos ensaios mecânicos que podem ser observados na tabela 11. Por exemplo, a redução de dureza foi de 190 HV na amostra 1P G1, para 167 HV na amostra 1P G3. Sabe-se que de acordo com a literatura quanto maior o nível de deformação plástica a frio imposta no material, menor é a temperatura de recristalização e mais energia livre os contornos de grãos possuem para iniciar o processo de recristalização. Por se tratar de um processo típico de DPS, o ECAP pode ter facilitado o processo de recristalização, e originado uma microestrutura recristalizada parcialmente (TOTTEN et al., 2003).

Figura 59 – Microscopia Óptica aço SAE 1020 Grupo 3, submetidas ao tratamento de recozimento intercrítico com ataque químico Nital 2%



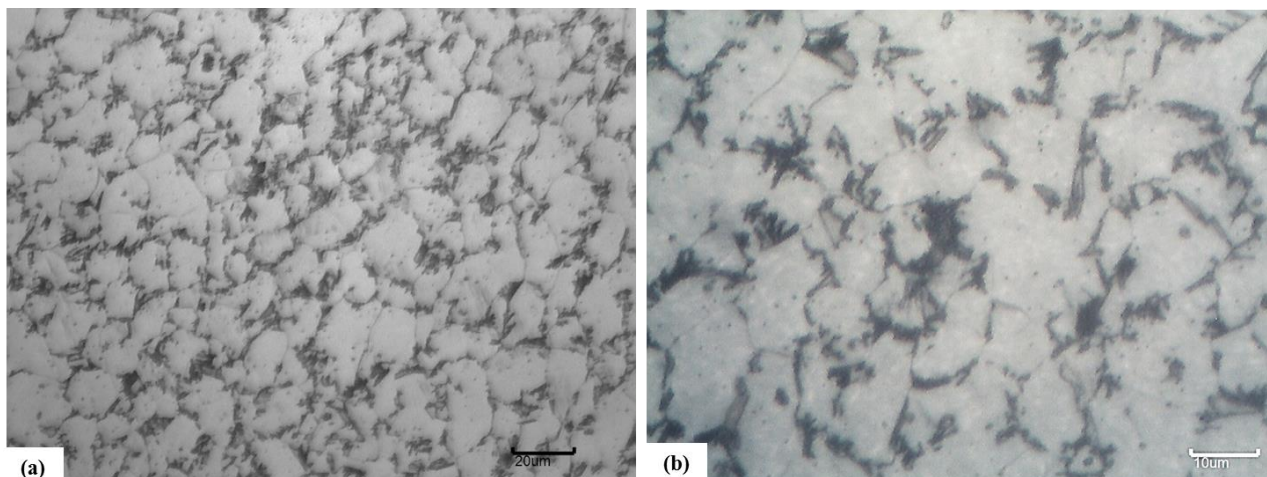
Fonte: Próprio autor

Com objetivo de analisar as alterações microestruturais induzidas pelo tratamento intercrítico após um passe de ECAP, utilizou-se o reagente Picral para atacar as mesmas amostras, o qual uma maior definição dos contornos de grãos são obtidas, assim como identificação de novas fases formadas. A Figura 60 apresenta as imagens de microscopia óptica do aço 1020, atacadas com Picral.

A Figura 60(a) apresenta os contornos de grãos mais definidos de forma equiaxial, com ataque de Picral. Nos contornos de grãos é possível verificar o crescimento de estruturas com geometria similar a agulhas com geometria circular em suas extremidades, indicando que a transformação de fases ocorreu de forma parcial, devido ao resfriamento brusco aliado a composição química deste material. Tem se conhecimento que as deformações plásticas impostas nos aços fazem com que as discordâncias se movimentem dentro rede cristalina, causando um aumento de defeito dentro desta rede cristalina. Estes defeitos na rede cristalina causados pelo processo favorecem o processo de recristalização, que ocorre preferencialmente nas regiões de contornos de grãos devido a fatores energéticos. Portanto se considerarmos que com refinamento de grãos causados pelo processo ECAP ocorre um aumento de defeitos e maior é a área de contornos de grãos, pode-se dizer que o processo favorece a nucleação e

transformação de fases. Na Figura 60(b) pode se observar que a nucleação das fases ocorre preferencialmente nos contornos de grão dentro de uma matriz ferrítica.

Figura 60 - Microscopia Óptica aço SAE 1020 Grupo 3, submetidas ao tratamento de recozimento intercrítico com ataque químico Picral.



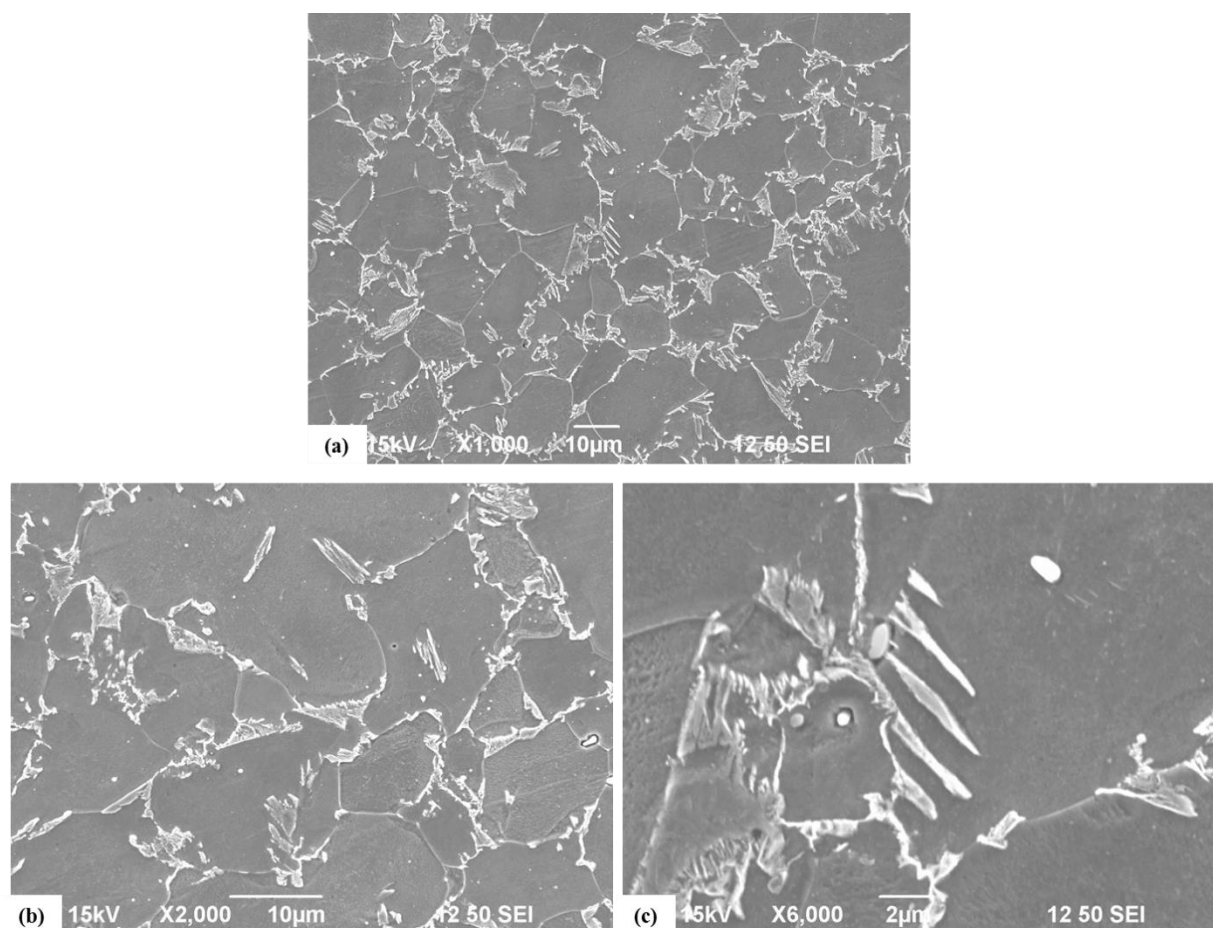
Fonte: Próprio autor

As imagens na Figura 61 representam as micrografias obtidas por MEV da amostra do Grupo 3. Analisando as imagens foi possível identificar a morfologia das fases presentes no material, assim como verificar sua nucleação nos contornos de grãos com mais clareza. As fases que se nucleiam nos contornos de grãos apresentam geometria na forma de agulhas, similares a agulhas de Martensita com extremidades arredondadas, o que pode influenciar nas propriedades mecânicas do material, pois com essa geometria, as agulhas de Martensita possuem características mais dúcteis. Pode se identificar nas imagens da Figura 61, que o processo de transformação de fases e recristalização ocorreu de forma parcial, considerando que nenhuma fase se apresenta de maneira bem definida, dentro da matriz de ferrita. Isto ocorreu devido às condições do tratamento térmico aplicadas, que tinha como objetivo uma obtenção de microestrutura mista, e não a recristalização total, que tornaria a microestrutura do aço em sua condição conforme fornecido. Contudo a fase de maior fração volumétrica para esta condição foi a ferrita.

Considerando a composição química do aço e as características microestruturais apresentadas nas imagens das Figuras 60 e 61 e as condições de tratamento, a provável composição de fases das amostras do Grupo 3 é a presença de uma matriz de ferrita com

presença de Martensita no restante da composição do aço, originada do resfriamento brusco. Outro aspecto de importância no trabalho foi que de acordo com a literatura, o mesmo tratamento térmico aplicado ao aço 1020 conforme fornecido (normalizado), ou seja, sem o processo ECAP, provavelmente obteria um material com características microestruturais e mecânicas diferentes, e inferiores as que obtidas após ECAP (GOMEZ et al., 2014). O refinamento de grãos, aliado a alto nível de deformação plástica imposto, induziram a formação das fases presentes neste grupo de amostras (SUN et al, 2015).

Figura 61 - Micrografia (MEV) do aço SAE 1020 Grupo 3 com 1 passe ECAP, submetido ao tratamento de recozimento intercrítico.



Fonte: Próprio autor

A tabela 10 apresenta os valores médios dos tamanhos de grãos das amostras com um passe, considerando os três grupos avaliados neste trabalho (1P G1, 1P G2, 1PG3) com objetivo de comparar os efeitos dos tratamentos térmicos combinados com ECAP na granulometria do material.

Os valores apresentados na tabela 10 indicam que o tratamento intercrítico após um passe aumentou o tamanho de grãos em relação às amostras com mesmo número de passes dos outros grupos de análise. Estes resultados colaboram com as discussões nos parágrafos anteriores a respeito da transformação de fase e recristalização parcial que ocorreu com aplicação deste tratamento, pois a temperatura de 840°C utilizada foi suficiente para induzir um crescimento de grão nas amostras do Grupo 3 em relação as amostras 1P G1 e 1P G2. Esse crescimento de grãos influenciou diretamente nas propriedades mecânicas do aço, que conforme o esperado, uma granulometria mais grosseira, menores valores de LRT, e dureza, foram encontrados na amostra do Grupo 3, em relação as amostras do Grupo 1, e Grupo 2. Outro fator observado foi que o resultado da tensão limite de escoamento, no caso das amostras 1P G2 e 1P G3, seguiu o princípio de *Hall-Petch* conforme eq. (4) deste trabalho, pois conforme o grão diminui maior o limite de escoamento do material, comparado ao material base.

Contudo o tratamento intercrítico manteve o tamanho de grão médio menor que o material base, o que refletiu em propriedades mecânicas superiores, combinando uma maior resistência mecânica sem redução significativa de ductilidade, o que pode tornar aplicações do aço SAE 1020 mais interessantes para a indústria.

Tabela 10 - Tamanho de médio dos grãos Grupo 3

Granulometria	MB	1P G3	1P G1	1P G2
Tamanho Médio de Grão (μm)	25,8	19,0	16,7	16,3

Fonte: Próprio autor

5.3.2 Propriedades mecânicas

Os resultados dos ensaios de tração e dureza, realizados nas amostras do Grupo 3, submetidas ao tratamento de recozimento intercrítico, estão representados na tabela 11, que também inclui os resultados do material base, com objetivo de uma avaliação comparativa da evolução das propriedades mecânicas com processo ECAP.

Tabela 11 - Resultados dos ensaios de tração e dureza Grupo 3

Propriedades Mec.	MB	1P G3
Limite de Rest. Max. (MPa)	461	562
Limite de Escoamento (MPa)	325	350
Alongamento (%)	41	35
Dureza Vickers (HV)	130	162

Fonte: Próprio autor

Conforme tabela 11, foi verificado que o tratamento aplicado após um passe nas amostras deste grupo elevou a resistência mecânica do material, de acordo com os valores do LRT e LE em comparação com material base. Com relação ao LRT o aumento registrado foi de aproximadamente 21%. A respeito do LE o aumento registrado foi de aprox. 7%. Um resultado interessante observado neste grupo foi que mesmo com aumento da resistência mecânica não houve uma redução significativa do alongamento percentual, pois para as amostras tratadas após ECAP o alongamento foi de aprox. 36% enquanto que para material base o resultado foi de aprox. 41%. Com isso pode-se inferir destes resultados que uma combinação interessante entre resistência mecânica e ductilidade pode ser obtida com adequada combinação entre ECAP e tratamento térmico de recozimento intercrítico após o processo. Os resultados também indicam uma provável melhora na tenacidade a fratura do material, visto que a resistência mecânica aumentou mantendo um alongamento próximo as condições iniciais do material. A dureza do material apontou um aumento de 130 HV para 162 HV em relação ao material base, acompanhando deste modo as outras propriedades mecânicas obtidas com processo. Em relação a amostra 1P G2 do Grupo 2, o valor de dureza encontrado nas amostras do Grupo 3 foram inferiores. O tratamento intercrítico aplicado reduziu de 190 HV para 162 HV a dureza na amostra do Grupo 3, em relação a amostra 1P G2, sendo a provável causa deste acontecimento a temperatura de tratamento utilizada. Apesar de mantida por pouco tempo no patamar em torno de 840°C, e mesmo com posterior resfriamento brusco, o tratamento foi suficiente para induzir uma recristalização parcial no

aço, pois como se trata de um material submetido a altos níveis de deformação plástica, favoreceu a recristalização parcial do aço 1020.

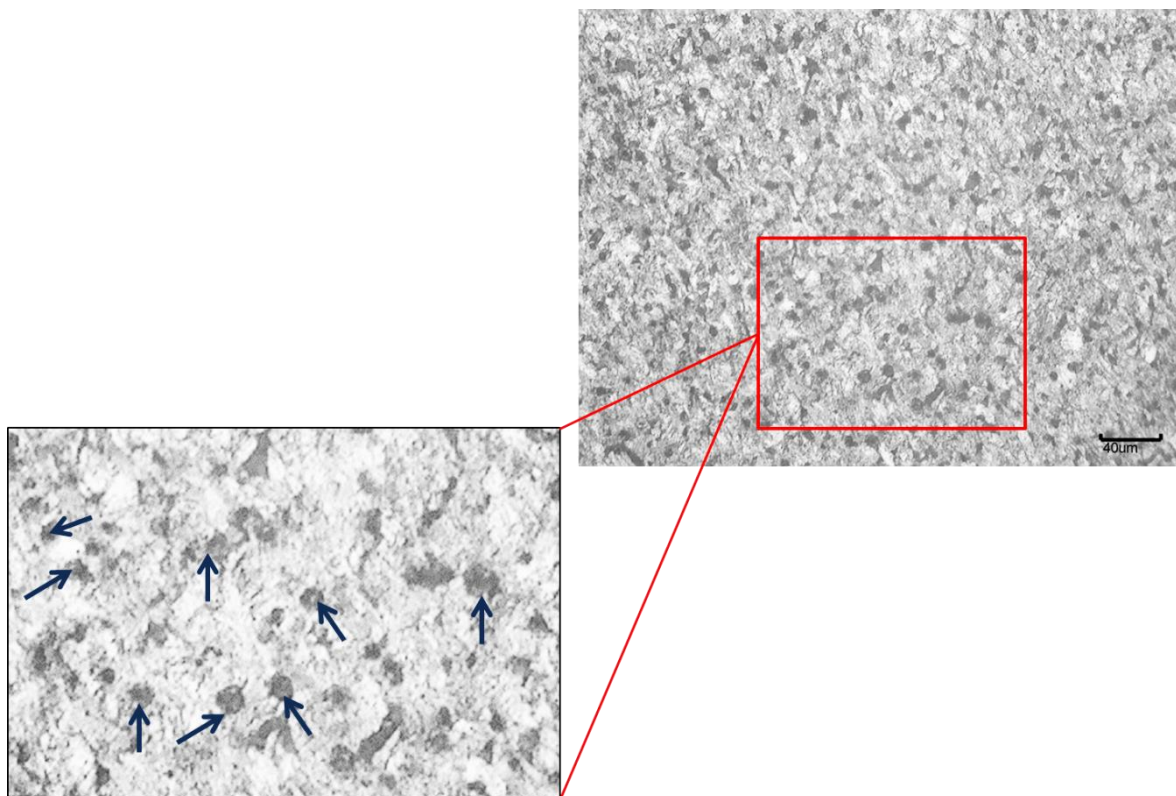
Avaliando as amostras do Grupo 2 e 3 com mesmo número de passes, conclui-se que os efeitos do processo tanto no ganho de resistência mecânica quanto na redução de ductilidade podem ser contra balanceados com aplicação de tratamentos térmicos pós ou entre passes ECAP. A submissão do aço 1020 processado por ECAP a tratamento térmicos resultou em uma combinação de propriedades mecânicas interessantes para o aço estudado neste trabalho, pois se tratando de aços com baixos teores de carbono somente aplicação de tratamentos térmicos convencionais não são de muita de aplicação na indústria, por não serem eficientes em alterar significativamente as propriedades desta classe de material.

5.4 AVALIAÇÃO DE DISCORDÂNCIAS

Conforme descrito no tópico de metodologia 4.2.7, neste trabalho foi desenvolvida um método alternativo para poder identificar a presença de discordâncias por meio de microscopia óptica, com aplicação de um reagente químico capaz de revelar “anéis de discordâncias” na superfície do material, identificando preferencialmente regiões de maior concentração de deformações plásticas dentro da rede cristalina do material. A Figura 62 demonstra uma superfície transversal da amostra do tipo 3P G2 submetida a esta técnica. As imagens na Figura 62 revelam os “anéis de discordâncias” revelados com ataque químico utilizado, sendo possível observar estruturas com geometria circulares de coloração escura, dispostas aleatoriamente na superfície polida da amostra, conforme indicação das setas. Segundo Voorth (2007) as deformações plásticas impostas nos metais aumentam a densidade de defeitos na rede cristalina, multiplicando discordâncias durante deslizamento dos planos cristalográficos e com uso deste ataque químico as regiões de maior concentração de defeitos e discordâncias são reveladas na superfície do material.

Com base na estrutura de imagens obtidas na Figura 62 foram realizadas imagens análogas para determinação de densidade de pontos ou anéis de discordância por μm^2 para cada amostras avaliada por está técnica.

Figura 62 - Identificação de discordância, Fry Modificado; amostra 3P G2, 200x.

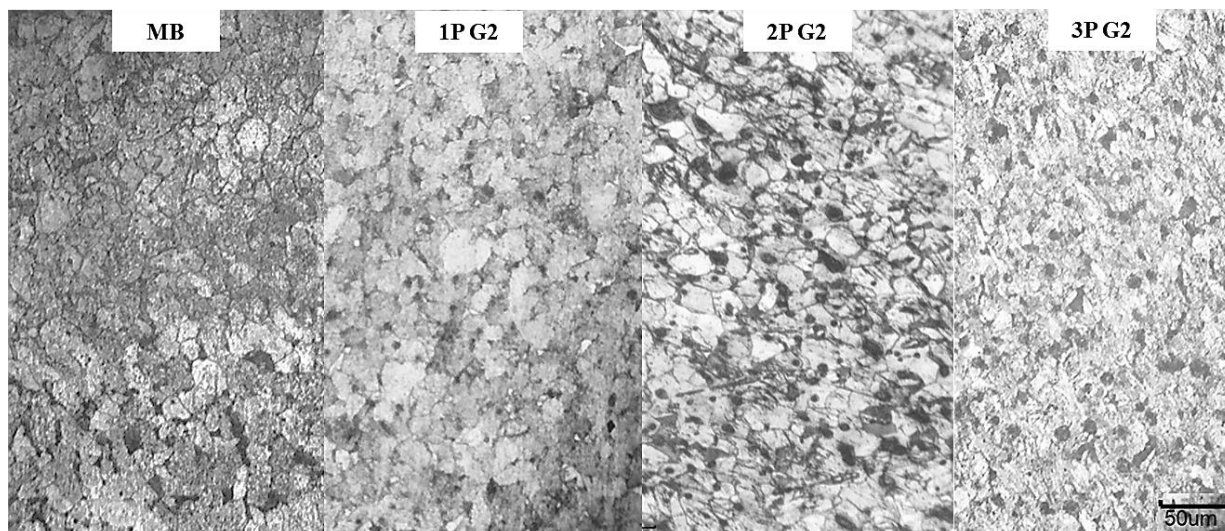


Fonte: Próprio autor

A Figura 63 apresenta as superfícies obtidas por microscopia óptica atacadas com reagente Fry Modificado, conforme número de passes. Em relação a Figura 63, pode-se observar a evolução no que diz respeito a presença de anéis de discordâncias de acordo com número de passes e consequente acumulo de deformação no material. Para o material base poucas evidências de marcas de discordâncias foram possíveis de serem identificadas com o método aplicado em relação as amostras submetidas ao processo ECAP, conforme ilustra as imagens. A partir da amostra 1P G2 pode se observar algumas evidências de discordâncias representadas por estruturas circulares escuras (anéis de discordâncias) ao longo da amostra, o que indica sinais que a amostra foi submetida ao processo de deformação plástica severa. Nas amostras do tipo 2P G2 e 3P G2 os anéis de discordâncias apresentam maior diâmetro e densidade ao longo das superfícies das amostras, indicando maiores níveis de deformação, pois a cada passes o nível de deformação se acumula dentro da estrutura cristalina do material, e as discordâncias são multiplicadas conforme de movimentam (KUNDU; FIELD, 2016). Utilizando como referencias as imagens na Figura 63 veridica-se que a densidade de anéis de discordância aumentou conforme número de passes. Ting Hao et al. (2016) em seus estudos obteve resultados similares com aplicação de ECAP em aço ligado com baixo teor de

carbono, o qual identificou um aumento da densidade de discordâncias conforme número de passes por uma matriz ECAP, porém utilizando técnica de Microscopia Eletrônica de Transmissão. Em seus resultados a densidade aumentou de uma magnitude de $2,4$ para $3,1 \times 10^{15}/m^2$, com dois e quatro passes respectivamente.

Figura 63 - Evolução das discordâncias conforme número de passes.



Fonte: Próprio autor

A tabela 12 apresenta os resultados das medições da densidade dos anéis de discordâncias (ρ) média, por meio de análise de imagens de microscopia óptica. Baseando-se nos resultados da tabela 12, pode se dizer que estão de acordo com as discussões a respeito das imagens da Figura 63, pois a densidade quantificada de discordâncias empregando a técnica desenvolvida neste trabalho também demonstrou um aumento significativo da presença de discordâncias em relação ao material base. Outro aspecto observado nos resultados foi que os valores entre o segundo e o terceiro passes representados pelas amostras 2P G2 e 3P G2, são praticamente os mesmos utilizando esta técnica, o que pode indicar uma saturação do número de discordâncias na estrutura cristalina do material com os parâmetros de ensaio utilizados nas amostras do Grupo 2, ou seja, mesmo considerando um quarto passe na matriz com essas condições de ensaio o número de discordância poderia não aumentar, o que indica que uma restrição nos movimentos das discordâncias dentro da rede e consequente multiplicação.

Tabela 12 - Resultados de análise de medição da densidade dos anéis de discordâncias.

Amostras	Densidade ρ ($\times 10^{-4}/\mu\text{m}^2$)
MB	1,95
1P G2	3,94
2P G2	6,81
3P G2	6,90

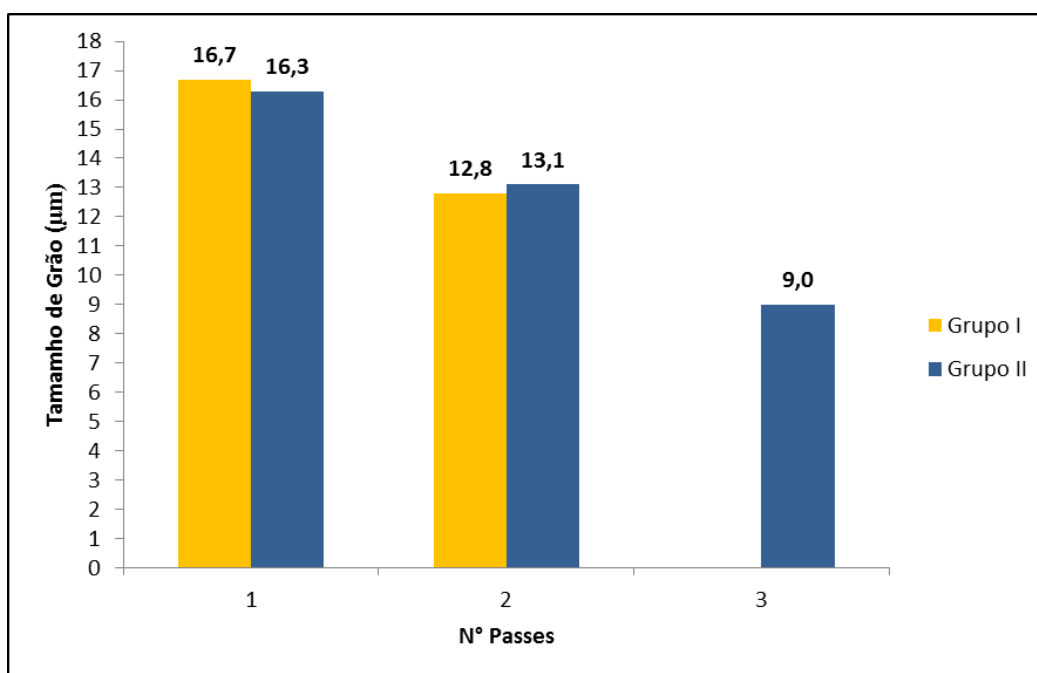
Fonte: Próprio autor

5.5 DISCUSSÕES GERAIS

Neste tópico serão discutidos e analisados os principais resultados, e como interagiram entre si, identificando as principais alterações nas propriedades mecânicas e características microestruturais que foram influenciadas pelo processo ECAP.

5.5.1 Refinamento de grãos

O processo ECAP aplicado ao aço SAE 1020 neste trabalho induziu o refinamento de grãos nas amostras do Grupo 1, 2. Conforme gráfico apresentado na Figura 64, observar-se que o tratamento térmico de alívio de tensão aplicados nas amostras do Grupo 2 não influenciou significativamente no tamanho de grãos, devido a temperatura e tempo neste patamar não ter sido suficiente para iniciar um processo de recristalização e conseqüente crescimento de grãos. O mais importante aspecto a destacar é que conforme o número de passes pela matriz reduziu-se o tamanho médio de grãos, alcançando um valor de aproximadamente $9\mu\text{m}$ para amostra 3P G2.

Figura 64 - Tamanho médio de grãos.

Fonte: Próprio Autor

Como análise do refinamento de grão é importante ressaltar que o refinamento a cada passe obtido no processo ECAP é influenciado devido a diversos fatores, como geometria de canal, temperatura, microestrutura inicial e rotas de processamento. Contudo outro fator de importância neste processo é a estrutura cristalina predominante no material avaliado. Segundo Mohamed e Dheda (2013) cada material independente das variações possíveis de rotas de processamento e geometria de canais, possui seu limite de refinamento característico de sua estrutura cristalina e propriedades físicas, que por sua vez possuem sua própria energia de falha de empilhamento, e módulos de elasticidade respectivamente. Estruturas cristalinas Cubicas de Corpo Centrado (CCC) possuem comportamento diferente em relação a estruturas Cubicas de Face Centrada (CFC) durante processo ECAP, podendo as mesmas condições de processo (temperatura, geometria de canal, rotas de processamento) resultar em diferentes tamanhos de grãos no mesmo aço contendo diferente fração volumétrica de fases, por exemplo, devido as estruturas cristalinas distintas. De acordo com Kazeminezhad e Hosseini (2009) o mecanismo de aumento de densidade de discordância possuem níveis de saturação diferente para cada estrutura cristalina, limitando deste modo um refinamento maior ou menor para cada material.

O aço SAE 1020 estudado neste trabalho, possui como sua maior fração volumétrica o microconstituente ferrita, que possui estrutura cristalina do tipo CCC. Song et al. (2006)

relatou que aços com baixos teores de carbono, possuindo ferrita CCC, tem energia de falha de empilhamento alta, o que resulta em uma recuperação rápida. Isto pode explicar o fato do tratamento de alívio de tensão no Grupo 2, não ter afetado o tamanho de grão nas amostras submetidas ao ECAP e sim influenciado nas propriedades mecânicas do aço, melhorando o alongamento e conseqüentemente a ductilidade, sem reduzir a resistência mecânica significativamente. A condição inicial do aço também pode ter influenciado no tamanho de grão mínimo obtido neste trabalho nas amostras com maior número de passes (3P G2), considerando que os tratamentos térmicos prévios influenciam no refinamento de grão, pois modificam o perfil da microestrutura e tamanho de grãos inicial, que são fatores energéticos e favorecem a formação de novos sub-grãos.

5.5.2 Evolução microestrutural

Nos tópicos anteriores deste trabalho observou-se que a cada passe ocorreu uma alteração no perfil das microestruturas dos grupos de amostras estudadas e analisadas, sendo que esta evolução microestrutural pode estar relacionada com as principais alterações nas propriedades mecânicas do aço 1020. Na tabela 13 estão apresentados os valores da fração volumétrica das fases presentes no material após ECAP, obtidas por análises de imagens por quantificação de fases.

Os resultados da tabela 13 demonstram que houve uma variação na composição de fases durante o processo. Nota-se que a quantidade de perlita diminui com aplicação do processo ECAP conforme número de passes. Uma variação mais significativa ocorreu se compararmos o material base com a amostra 3P G2, diminuindo a quantidade de perlita de 15% para 9% após o terceiro passe pela matriz. A provável diminuição da quantidade de perlita na amostra é devido a um processo de fragmentação da perlita conforme maior nível de deformações plásticas imposta no material, mesmo com utilização de tratamento térmico de alívio de tensão. De acordo com Shin e Park (2005) este fenômeno ocorre devido a perlita ser composta por lamelas intercaladas de ferrita, considerada uma fase dúctil, e cementita considerada uma fase frágil e de estrutura cristalina com poucos planos de escorregamento, o que durante a DPS imposta pelo ECAP faz com que ocorra uma dissolução dos átomos de carbono da cementita e conseqüente difusão na matriz ferrítica do aço, ou na ferrita lamelar da perlita, resultando em um teor de carbono na ferrita maior que o valor de equilíbrio, visto que a ferrita possui uma limitada capacidade de conter átomos de carbono. Este fenômeno resulta em uma

fragmentação da cementita, e conseqüente aumento do espaço entre as lamelas de perlita, o que em tese poderia degradar a resistência mecânica do aço. Contudo o grande aumento da resistência mecânica durante o processo ECAP é atribuído e compensado pelo refinamento grão neste material, o que reforça o conceito de que microestruturas refinadas possuem um comportamento superior no que diz respeito a propriedades mecânicas. Os valores de dureza apresentados na tabela 13 corroboram com a tese de que as propriedades mecânicas não são degradadas com processo de fragmentação da perlita conforme discutido anteriormente, pois a dureza conforme o número de passes, mesmo considerando o tratamento de alívio, aumentou consideravelmente de 130 HV no material base, para 330 HV na amostra 3P G2.

Com relação a variação de quantidade de perlita entre as amostras com tratamento de alívio de tensão (Grupo 2) e sem o tratamento (Grupo 1), não foram notas verificadas variação significativas. Isso se deve a temperatura e tempo do tratamento aplicado ter somente iniciado um processo de recuperação da microestrutura do material, e não uma transformação de fases, ou recristalização, o que pode ser relacionado com os resultados dos ensaios mecânicos e tamanho de grãos nas amostras do Grupo 1 e 2, os quais obtiveram resultados semelhantes.

Tabela 13 - Fração volumétrica das fases e dureza das amostras submetidas ao ECAP.

Amostras	% Ferrita	% Perlita	Desvio Padrão	Dureza Vickers (HV)
1P G1	89	11	0,65	290
2P G1	90	10	0,65	301
1P G2	88	12	0,65	258
2P G2	89	11	0,65	298
3P G2	91	9	0,65	330
MB	85	15	0,65	130

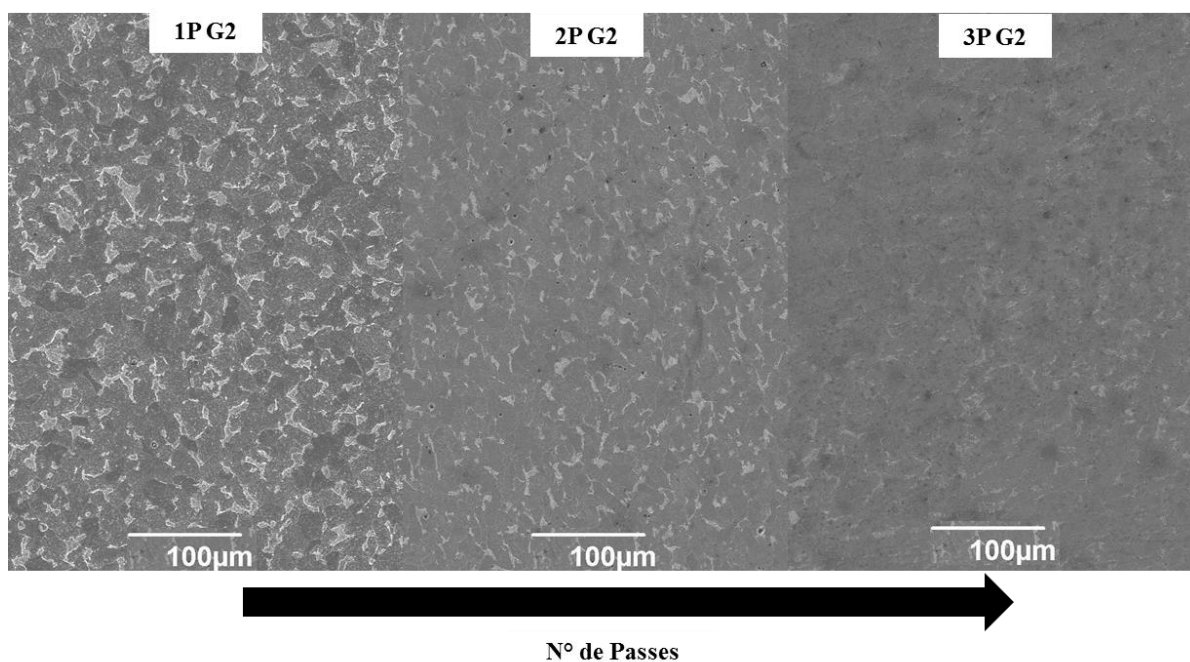
Fonte: Próprio autor

A Figura 65 apresenta a evolução microestrutural do aço 1020 conforme os passes pela matriz ECAP, representadas por imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura da seção transversal das amostras. As imagens na Figura 65 assim como os resultados da tabela 13, demonstram uma fragmentação da perlita conforme número de passes, devido a severas deformações por cisalhamento imposta no processo. Nesta figura pode se observar uma grande diferença entre a presença das colônias de perlita, representada pelas partes mais brancas na figura, entre o primeiro e terceiro passe. Na imagem referente ao terceiro passe a

perlita encontra totalmente dispersa e fragmentada na matriz de ferrita, sem sua morfologia característica conforme pode-se identificar com facilidade na imagem 1P G2.

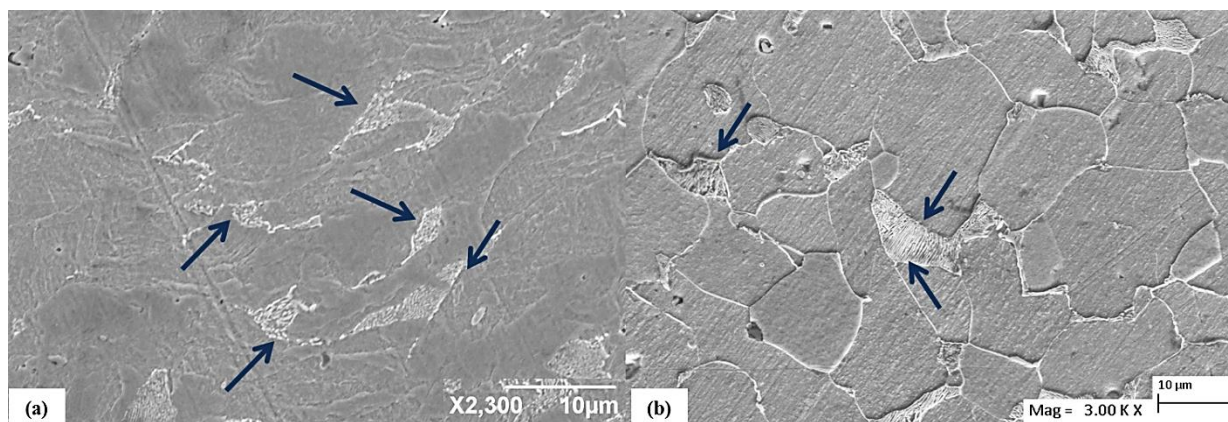
A figura 66 apresenta as micrografias, obtidas por MEV, das amostras 3P G2 e MB com intuito de fazer uma análise comparativa entre a morfologia da perlita conforme o número de passes ECAP. Com base na Figura 66 pode se verificar uma grande diferença entre as características da perlita do material base e após três passes. No material base a perlita possui estrutura lamelar bem definida dispostas de forma regular na matriz de ferrita. Entretanto após o terceiro passe (3P G2) a perlita apresenta estrutura não definida, com lamelas alongadas, e dispostas de forma irregular.

Figura 65 - Evolução microestrutural conforme número de passes de ECAP Grupo 2.



Fonte: Próprio autor

Figura 66 - Micrografias (MEV) do aço SAE 1020 do Grupo 2 submetido ao tratamento de alívio de tensão: (a) 3 Passes ECAP, 2300x; (b) MB, 3000x.

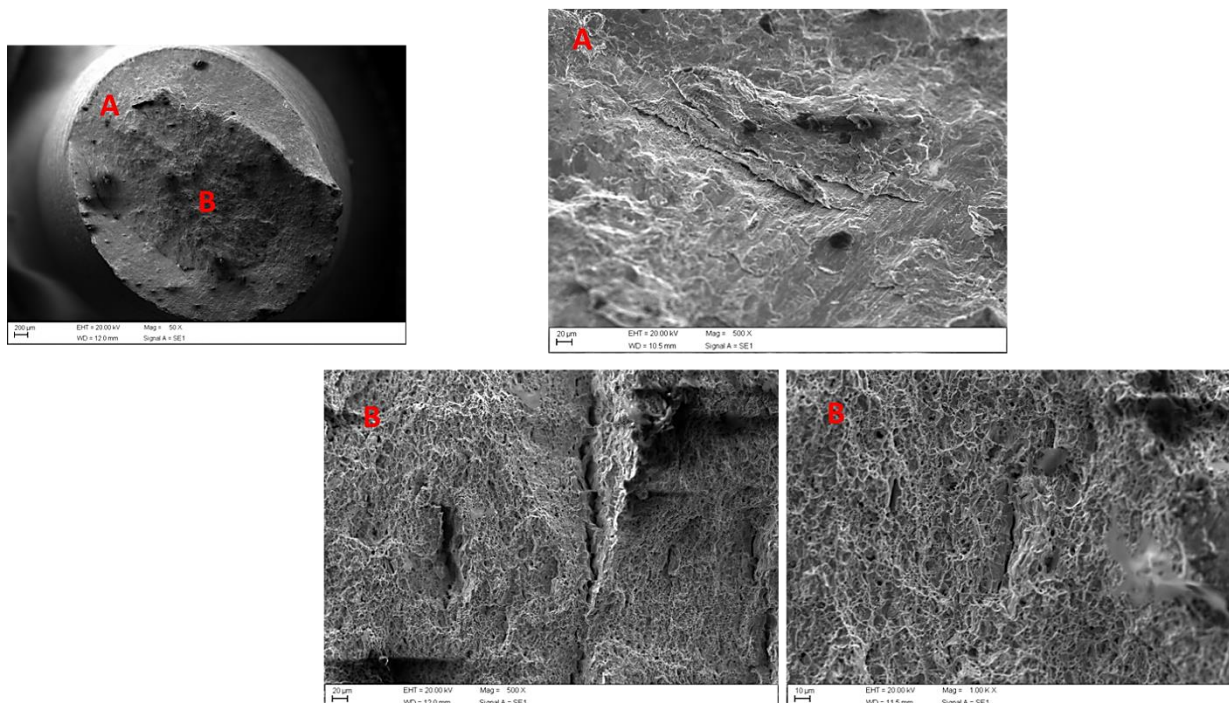


Fonte: Próprio autor

5.5.3 Avaliação das superfícies de fraturas

As imagens exibidas na Figura 67 apresentam as superfícies de fratura referente aos corpos de prova das amostras 1P G2 rompidos em ensaios de tração. A morfologia de fratura encontrada para essas amostras apresentou características típicas de fratura dúctil na maior parte da área de superfície de fratura, representada pela região B conforme indicado na figura. Pode-se observar a presença de *dimples* ou microvazios, profundos e grandes, o que sugere que uma melhoria de ductilidade ao se comparar com as imagens das amostras com mesmo número de passe do Grupo 1 (Figura 45). Conforme discutido neste trabalho, o ECAP por se tratar de um processo de DPS, o material sofre um grande endurecimento e fragilização por deformação plástica na temperatura utilizada neste trabalho. Com isso é possível observar na região A da superfície, uma morfologia de fratura mais frágil nas extremidades do corpo de prova, a qual ocorreu um cisalhamento brusco ao final do ensaio, devido ao coalescimento de microcavidades inerentes do endurecimento e encruamento induzido pelo processo.

Figura 67 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 2 com 1 passe ECAP seguido de tratamento de alívio de tensão.



Fonte: Próprio autor

As imagens exibidas na Figura 68 apresentam as superfícies de fratura referente aos corpos de prova da amostra 2P G2 rompidos em ensaios de tração. Observando as imagens da Figura 68 pode se identificar uma morfologia de fratura mista, com a presença de área com características dúcteis e frágeis. Na região **B** observar-se um padrão típico de fratura dúctil devido a grande presença de *dimples*, indicando sinais de plasticidade conforme carregamento no ensaio, localizado bem ao centro da superfície de fratura. Contudo os *dimples* encontrados nesta amostra possuem morfologia diferente em relação a amostra 1P G2. Os *dimples* das amostras 1P G2 apresentam perfil mais alveolar e profundo, significando uma maior capacidade de se deformar antes da ruptura no ensaio, e os *dimples* exibidos na amostra 2P G2 apresentam estrutura mais “achatada” e alongada na fratura, o que pode ser indicativo de menor capacidade de se deformar de maneira estável. Isto se deve ao maior nível de deformação plástica que o material adquiriu com segundo passe na matriz, fato que colabora para um aspecto de fratura mais frágil, mesmo com tratamento de alívio de tensão aplicado entre e após os passes.

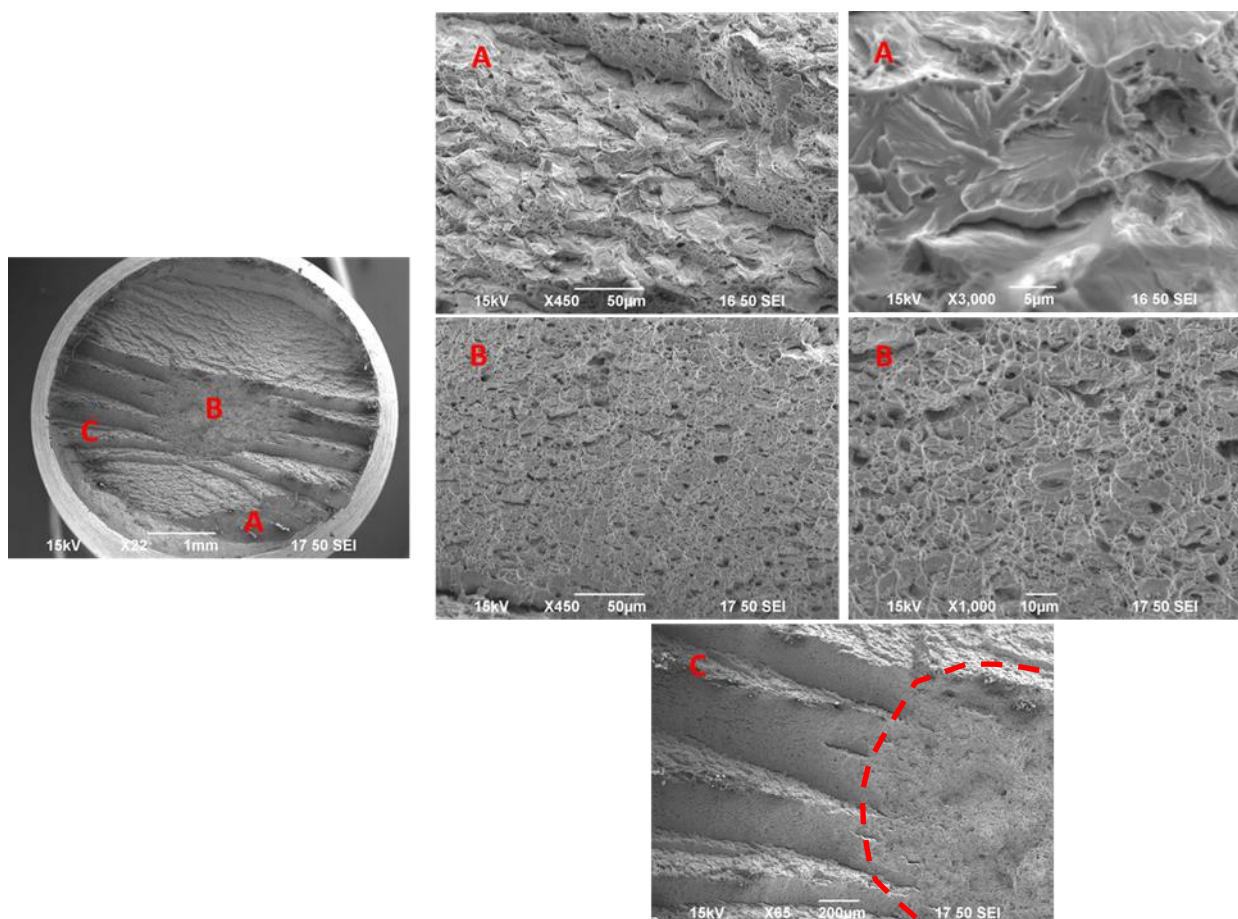
A região **A** da Figura 68 indica a localização do possível início da trinca no ensaio de tração, a qual apresenta uma morfologia típica de fratura frágil, com a presença um perfil

conhecido como quase-clivagem, pois devido a presença de pequenos *dimples* ao redor dos planos de clivagem pode-se dizer que a esta superfície possui um grau energia de ruptura e capacidade de deformação plástica superior em relação a uma superfície de clivagem pura. Uma razão que colabora com este raciocínio seria o fato da superfície de fratura apresentar características tanto de fratura frágil como de fratura dúctil, sendo tratamento de alívio de tensão o principal responsável por esse comportamento, o qual refletiu em uma melhora da ductilidade do material. Uma análise relevante para esta discussão seria a comparação com a superfície de fratura da amostra 2P G1 na Figura 45, a qual é possível identificar uma superfície 100% clivagem, com superfície de fratura perpendicular a direção de carregamento, e praticamente sem nenhum sinal de deformação plástica previamente a ruptura. Na região C na Figura 68 pode-se observar um cisalhamento que ocorreu na superfície de fratura durante o carregamento no ensaio, o qual indica uma região de fratura com propagação instável da trinca devido as prováveis tensões residuais inerentes do ECAP, sendo que a fratura ocorre por meio da coalescência dos “*dimples*” ou microcavidades presentes na superfície. Com isso observar-se na região C ao redor dos planos de cisalhamento uma região com a presença de pequenos *dimples* no canto direito da figura.

A partir da discussão das micrografias do Grupo 2 é possível dizer que o tratamento proporcionou uma melhor combinação entre resistência mecânica e ductilidade do aço 1020, pois apesar de reduzir levemente o LRT, aumentou a ductilidade das amostras com um e dois passes, conforme apontam os resultados de alongamento referente as amostras do Grupo 2, e não modificou a microestrutura do aço em relação as amostras sem tratamento térmico de alívio de tensão após ECAP do Grupo 1.

Considerando as discussões dos parágrafos anteriores neste tópico do trabalho, pode se dizer em relação as amostras do Grupo 1, que o tratamento de alívio de tensão aplicado nas amostras do Grupo 2 modificou as propriedades mecânicas assim como a morfologia de superfície de fratura durante os ensaios de tração, e aumentou da ductilidade sem degradar significativamente a resistência mecânica.

Figura 68 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 2 com 2 passes ECAP seguido de tratamento de alívio de tensão.



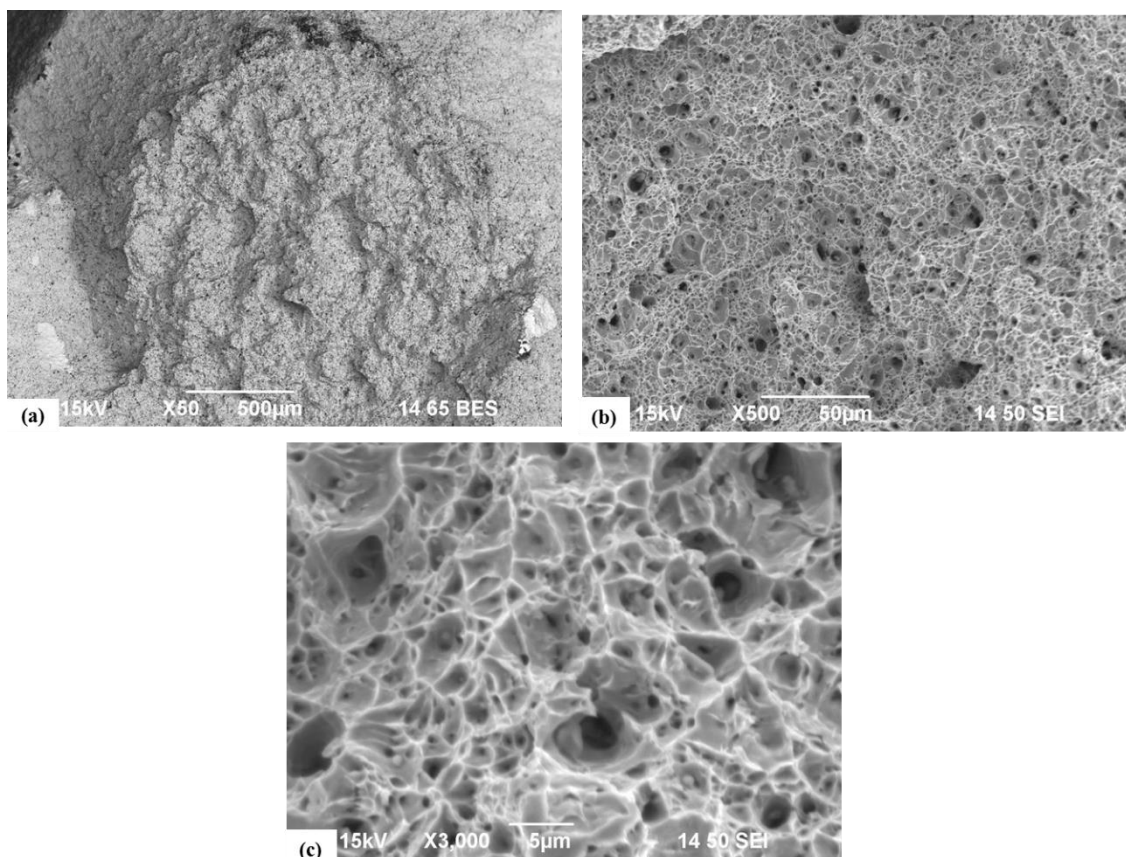
Fonte: Próprio autor

A Figura 69 apresenta as imagens da superfície de fratura dos corpos de prova de ensaio de tração da amostra do tipo 1P G3. Conforme as imagens exibidas na Figura 69 pode-se observar um aspecto de fratura dúctil em toda superfície do material, o qual ocorreu uma grande deformação antes da ruptura dos corpos de prova no ensaio. Outro aspecto característico apresentado nas imagens é a presença de grande quantidade de *dimples* bem definidos, e profundos na superfície de fratura, conforme demonstra Figura 69(b) e (c). Este aspecto de fratura reflete a grande ductilidade obtida com o tratamento intercrítico após um passe de ECAP, o qual resultou em um alongamento percentual com valores próximos a do material base, e morfologia da superfície de fratura com aspectos semelhantes.

O tratamento intercrítico aplicado nas amostras do Grupo 3 alterou completamente a morfologia e características do tipo de fratura no aço 1020 em relação as amostras do Grupo 2 discutidas neste tópico, devido as alterações microestruturais ocorridas com tratamento, o que

está diretamente relacionado com comportamento mecânico do material conforme demonstram os resultados dos ensaios de tração e dureza obtidos neste trabalho.

Figura 69 - Superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tração do Grupo 3 com 1 passe submetidos ao tratamento de recozimento intercrítico: (a) 50x; (b) 500x; (c) 3000x.



Fonte: Próprio autor

5.5.4 Comportamento das propriedades mecânicas

A evolução microestrutural induzida pelo processo ECAP conforme número passes influenciou diretamente o comportamento das propriedades mecânicas do material, conforme resultados apresentados neste trabalho. Sabe-se que o alto nível de deformação plástica imposta pelo processo nos aços induz o endurecimento e um grande aumento de resistência mecânica, além de uma redução da ductilidade. No gráfico apresentado na Figura 70 observa-se as curvas Tensão x Deformação para amostras do Grupo 2 e Grupo 3, com intuito de fazer um estudo comparativo do comportamento mecânico destes dois diferentes grupos de análise discutidos neste trabalho.

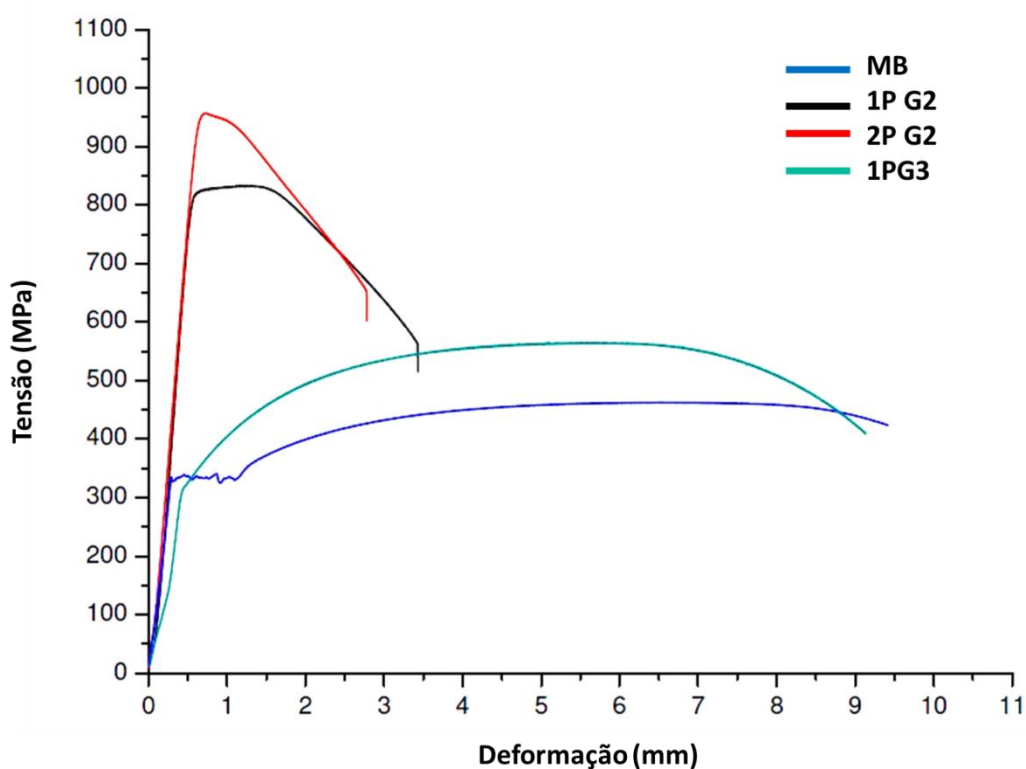
Com base nas curvas é possível observar um grande aumento da resistência mecânica para amostras 1P G2, e 2P G2 em relação ao material base, porém uma grande redução no alongamento até a ruptura após os seguidos passes de ECAP. Também é possível observar no gráfico que a transição entre a região de comportamento elástico e o comportamento plástico do material foi completamente alterada após ECAP, pois na curva que representa o resultado do material base, um patamar dividindo a região elástica da região plástica pode ser claramente observado, que representa a tensão limite de escoamento do material, com valor aprox. de 325 MPa conforme apresentado na tabela 14, ou seja o material escoou deformando-se plasticamente sem aumento de tensão. Para amostras do Grupo 2 este patamar não é possível identificar nas curvas, pois o aumento de tensão é gradual durante escoamento, sendo o limite de escoamento determinado através da técnica de traçar uma reta a partir do ponto referente a 0,2% da deformação total (eixo deformação), paralela a região elástica da curva, sendo o limite de escoamento determinado pelo ponto de intersecção com a curva de ensaio. Isto ocorre devido ao encruamento e endurecimento provocado pelos altos níveis de deformação plástica, o qual pode ser avaliado pela relação LE/LRT. Na tabela 14 verificou-se que esta relação para as amostras do material base foi em torno 0,70, e para as amostras 1P G2, e 2P G2 foi de aprox. 0,92, indicando uma redução na capacidade do material de se deformar plasticamente até a ruptura, e grande resistência a deformação plástica.

As propriedades mecânicas obtidas nas amostras do Grupo 2 mesmo se considerarmos a redução de ductilidade devido os fatores descritos no parágrafo anterior, são considerados valores de alongamento que ainda resultam boa ductilidade para aplicações estruturais, combinados a uma alta resistência mecânica obtida com ECAP e posterior tratamento de alívio de tensões. Neste caso esses resultados também contribuem para um dos objetivos deste trabalho que gira em torno da melhoria e ampliação de aplicações do aço 1020 no setor industrial.

A respeito das amostras 1P G3 o aumento do LRT e LE obtido foi inferior comparando com as amostras do Grupo 2, em relação ao material base. Contudo, verifica-se nas curvas na Figura 70, que a deformação até a ruptura da amostra 1P G3 foi significativamente superior em relação as amostras do Grupo 2. O alongamento obtido (tabela 14) foi próximo aos valores do material base, indicando que a ductilidade do material não foi comprometida com aumento de resistência mecânica. Esses resultados representam uma tendência interessante de melhoria da combinação de resistência mecânica aliada a alta ductilidade, e melhora da tenacidade do material. A relação entre LE/LRT para as amostra 1P G3 foi 0,63 o que representa um valor

ainda inferior ao material base (0,70). Diante desses resultados pode se dizer que o tratamento aplicado após ECAP na amostra deste grupo foi capaz de produzir um material com alta capacidade de se deformar plasticamente antes da ruptura, ou seja, o material mesmo após atingir sua tensão de escoamento consegue suportar o carregamento de forma mais estável até sua ruptura final. Essas propriedades representam grande valor para aplicação industrial, e uma melhoria nas propriedades em relação ao material base deste trabalho.

Figura 70 - Curvas Tensão x Deformação, amostras Material Base, Grupo 2 e Grupo 3.



Fonte: Próprio autor

Tabela 14 - Propriedades mecânicas MB, Grupo 2 e Grupo 3

Propriedades Mec.	MB	1P G2	2P G2	1P G3
Limite de Rest. Max. (MPa)	461	836,0	957,0	562,2
Limite de Escoamento (MPa)	325	775	890	350,0
Alongamento Percentual (%)	41	29	22	36
Relação LE/LRT	0,70	0,92	0,93	0,63

Fonte: Próprio autor

Como análise final é possível concluir que o processo ECAP aliado aos tratamentos térmicos entre e após os passes, tanto o de alívio de tensões (Grupo 2) quanto recozimento intercítico (Grupo 3), podem ser considerados para melhoria das propriedades mecânicas e alterações microestruturais benéficas para o aço 1020 submetido ao ECAP. As diferenças nas propriedades mecânicas obtidas entre amostras do Grupo 2 e Grupo 3 estão relacionadas com as condições dos parâmetros de tratamentos aplicados, sendo que a opção entre um ou outro, pode variar de acordo com a aplicação requerida para o aço em questão, pois ambos combinados com ECAP possuem propriedades mecânicas em diversos aspectos superiores as do material base, considerando sua aplicação de forma usual na indústria atualmente.

6 CONCLUSÕES

Com base nos dados resultados apresentados nos tópicos deste trabalho pode se concluir que:

1. O processo ECAP foi capaz de modificar as características microestruturais, e morfologia das fases presentes no aço 1020, principalmente a perlita, a cada passe pela matriz, deixando a com características completamente diferentes das condições originais do material, influenciando diretamente nas propriedades mecânicas do material. O grande aumento de resistência mecânica e endurecimento causado pelo processo teve como consequência grande redução na ductilidade do material, principalmente nas amostras do Grupo 1.
2. A rota Bc de processo ECAP, os parâmetros de ensaio utilizados neste trabalho, e a matriz projetada, demonstraram ser eficiente em refinar a granulometria do aço 1020, sendo que a cada passe houve um redução no tamanho de grão médio. Com três passes pela matriz (3P G2) foi possível reduzir em aproximadamente em 65% o tamanho de grão em relação ao material nas condições iniciais, indicando uma tendência de maior redução caso fosse aplicado passes adicionais na matriz, devido a tensões de cisalhamento impostas com a geometria da ferramenta projetada.
3. O tratamento de alívio de tensão aplicados entre e após os passes pelas matriz na amostras do Grupo 2 não alteraram significativamente o tamanho de grãos do material, e resultaram em uma melhor combinação de resistência mecânica versus ductilidade, apesar do alongamento ser ainda inferior ao do material base. Com isso, as propriedades mecânicas obtidas no aço 1020 utilizando este tratamento térmico, pode tornar mais atrativo para outras aplicações na indústria moderna além das usuais.
4. Os resultados dos ensaios mecânicos para a amostra do Grupo 3 demonstraram que o tratamento de recozimento intercrítico após um passe ECAP resultou em uma microestrutura “duplex” capaz de proporcionar uma excelente combinação

entre resistência mecânica e ductilidade, pois o aumento na resistência mecânica não comprometeu a ductilidade do material. As curvas dos ensaios de tração indicam um aumento na tenacidade do material em relação ao material nas condições iniciais.

5. A utilização dos tratamentos térmicos utilizados neste trabalho, combinadas ao processo ECAP podem ser consideradas para variar as propriedades mecânicas de acordo com as aplicações requeridas para o aço 1020. Com os resultados encontrados no Grupo 2 e 3 conclui-se que é possível tornar as aplicações deste material mais nobre e valiosa para a indústria, principalmente devido ao baixo custo no mercado deste material. Outro aspecto verificado foi que nos parâmetros do processo ECAP utilizados neste trabalho, a ausência de tratamentos térmicos pós ou entre passes ocorre uma grande redução da ductilidade e fragilização do material conforme demonstram os resultados do Grupo 1.
6. A técnica desenvolvida para medição qualitativa da densidade de anéis de discordâncias obtiveram resultados de acordo a teoria, a qual conforme maior nível de deformação plástica as discordância de multiplicam na rede cristalina. Embora a técnicas não possua ainda a mesma precisão de técnicas usuais para este tipo de análise, possui uma menor complexidade e custo, e pode se tornar uma alternativa dependo dos objetivos de futuras pesquisas.

REFERÊNCIAS

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. São Paulo: Cengage Learning, 2008, 594p.

ASM International Handbook. **Metallography and Microstructures**. 9th ed. New York: ASM, 2004, 2733p.

ASSIS, C.L.F et al. **Refino de Grão em Aços Baixo Teor de Carbono: Uma Revisão Crítica**. In: VI Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Caxias do Sul: Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 2004.

ASGARI, S.A; PEREIRA, M.; ROLFE, B. F.; DINGLE, M.; HODGSON, P.D. Statistical analysis of finite element modeling in sheet metal forming and springback analysis. **J. of Mat. Proc. Tech.**, v. 203, p. 129-136, 2008.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E-1382**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis. West Conshohocken, 2004.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E2248**: Standard Test Method for Impact Testing of Miniaturized Charpy V-Notch Specimens. West Conshohocken, 2008.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E384-08**: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken, 2008.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E8/E8M**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2008.

AZUSHIMA, A. et al. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. **Manufacturing Technology**, V. 57, P. 716-735, 2008.

BRIDGEMAN, P.W. **Studies in Large Plastic Flow and Fracture**. McGraw-Hill, New York, 1952.

BUNGE, H.J. **Texture Analysis in Materials Science: Mathematics Methods**. 15 ed. Londres: Butterworth, 1982. 614 p.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2002. 589p.

Cetlin, P.R; Helman, H. **Fundamentos da Conformação**. 2ed. São Paulo: Artliber Editora, 2013. 260 p.

DHUA, S.K; SARKAR, P.P. Development of ultrafine grains in C-Mn steel plates through hot-rolling and air cooling. **Material Science & Engineering A**, v A575, p. 177-188, Mar. 2013.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2ed. Carnegie: Guanabara Dois, 1988.384p.

DING, Y., JIANG, J., SHAN, A. Microstructures and mechanical properties of commercial purity iron processed by asymmetric rolling. **Materials Science and Engineering A**, v.509, p. 76-80, 2009

DUAN, Y. et al. Microstructure and mechanical properties of 7005 aluminum alloy processed by room temperature ECAP and subsequent annealing. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 664, p.518-529, Jan. 2016.

EDDAHBI, M. et al. Texture and mechanical properties of EUROFER 97 steel processed by ECAP. **Material Science & Engineering A**, v A528, p. 5927-5934, Apr,2011.

EGHBALI, B.; SHABAN, M. Warm Deformation of Low Carbon Steel Using Forward Extrusion-Equal Channel Angular Pressing Technique. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 20, p. 68-71, Dec, 2010.

FANG, D.R. et al. Effects of equal channel angular pressing on the strength and toughness of Al-Cu alloys. **Journal of Materials Science**, v. 46, p. 5002-5008, Mar. 2011).

FERRASSE.S. et al. Texture evolution during equal channel angular extrusion Part I. Effect of route, number of passes and initial texture. **Materials Science & Engineering A**, v. 368, p. 28-40, Sep. 2003.

FIGUEIREDO, R.B; LANGDON, T.G. Fabricating Ultrafine-Grained Materials through the Application of Severe Plastic Deformation: a Review of Developments in Brazil. **Journal of Materials Research na Technology**, review article, April, 2012.

GOMES, M.H.A.; VIEIRA, A.G.; CAMPOS, F.A.R; PINHEIRO, I.P. **Influência da temperatura intercrítica nas propriedades mecânicas e tribológicas de um aço 0,2% C-1,5% Mn-1,35% Si multiconstituído com efeito trip**. In: XXI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Cuiaba, 2014. p. 4594-4601.

GU, C.F. et al. Texture induced grain coarsening in severe plastic deformed low carbon steel. **Scripta Materialia**, v. 86, p. 36-39, May. 2014.

GUEDES, Luis Henrique. **Ultra-Refinamento de grãos em um aço baixo carbono através de tratamento termomecânico**. 2004. 89 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais)- Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2004.

OPPEL.H.W. et al. An overview: Fatigue behavior of ultrafine-grained metals and alloys. **International Journal of Fatigue**, v. 28, p. 1001-10101, Jan. 2006.

HUANG, S-J. et al. Tribological properties of the low-carbon steels with different microstructure processed by heat treatment and severe plastic deformation. **Wear**, v. 271, p. 705-711, Jan 2011.

ITO, Y.; HORITA, Z. Microstructural evolution in pure aluminum processed by high-pressure torsion. **Materials Science and Engineering A**, v.503, p. 32-36, Apr. 2009

KAZEMINNEZHAD, M.; HOSSEINI, E. Modeling of induced empirical constitutive relations on materials with FCC, BCC, and HCP crystalline structures: severe plastic deformation. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 47, p. 1033-1039, Jul. 2009.

KONDAVETTI, C. S. et al. Metallurgical and Mechanical Properties of Mild Steel Processed by Equal Channel Angular Pressing (ECAP). **Trans. Indian Inst. Met**, Mar. 2016

KUNDU, A.; FIELD, D.P. Influence of plastic deformation heterogeneity on development of geometrically necessary dislocation density in dual phase steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 667, p. 435-443, May, 2016.

LOUCIF, A. et al. Ultrafine grains and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg-Si alloy processed by high-pressure torsion. **Material Science & Engineering A**, v. A532, p. 139-145, Oct. 2011.

MAIER, G.G. et al. Annealing behavior of ultrafine grained structure in low-carbon steel produced by equal channel angular pressing. **Materials Science & Engineering A**, v. 581, p. 104-107, Jun. 2013.

MAY, J., HÖPPEL, H.W., GÖKEN, M. Strain rate sensitivity of ultrafine-grained aluminium processed by severe plastic deformation. **Scripta Materialia**, v. 53, p. 189-194, 2005.

MOHAMED, F.A.; DHEDA, S.S. On the minimum grain size obtainable by equal channel angular pressing. **Materials Science & Engineering A**, v. 2013, p. 227-230, May 2013.

MONTEIRO, Alberto de Castro. **Estudo do Comportamento dos Aços Ferramentas Soldados em Fadiga**. 2011 88 p. Dissertação (Mestrado Profissional em Engenharia Elétrica) - Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

NAGATO, K. et al. Single-pass severe plastic forming of ultrafine-grained plain carbon steel. **Material Science & Engineering A**, v A478, p. 376-383, Nov.2008.

NAKASHIMA, K.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T.G. Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains. **Material Science and Engineering A**, v. 281 p. 82-87, Oct. 2000.

OKAYASU, M.; MIZUNO, M.; SATO, K. A new etching technique for revealing the plastic deformation zone in an Al-Cu-Mg alloy. **Journal of Materials Science**, v. 43, p. 2792-2798, Oct. 2007.

OKAYASU, M.; TAKASU, S.; SATO, K. An etching characterization method for revealing the plastic deformation zone in a SUS303 stainless steel. **Journal of Materials Science**, v. 45, p. 1220-1226, Nov. 2009.

OKAYASU.M. et al. Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/martensite low carbon steel. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 1358-1365, Nov. 2008.

PANG, J.C. et al. Tensile and fatigue properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by equal channel angular pressing. **Materials Science and Engineering A**, v. 553, p. 157-163, Jun. 2012.

SANTOS, L.G.A. et al. **ECAP: Otimização do Processo Via Simulação Numérica**. In: VII Congresso de Engenharia Mecânica, São Luís. Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 2012.

SANTOS, Olmede. **Caracterizações de Propriedades Microestruturais e Mecânicas de Ligas AA 1100 e AA 5052 Processadas pela Técnica de Laminação Acumulativa ("Accumulated Roll Bonding"- ARB)**. 2009. 167 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais e Metalurgia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica**. 2ª ed. Porto Alegre: Imprensa Livre Editora, 2004. 85p.

SEGAL, V. M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. **Material Science & Engineering**, v A271, p. 322 – 333, May. 1999.

SEGAL, V.M. Materials processing by simple shear. **Materials Science & Engineering**, v.197, p. 157-164, 1995.

SEGAL, V.M. Texture evolution during equal channel angular extrusion. Part I. Effect of a route, number of passes and initial texture. **Material Science & Engineering**, v.368, p 28-40, 2004

SHEN, X.J. et al. Grain refinement in surface layers through deformation-induced ferrite transformation in microalloyed steel plate. **Materials and Design**, v 113, p. 137-141, Sept. 2017.

SHIM, D.H.; PARK, K-T. Ultrafine grained steels processed by equal channel angular pressing. **Materials Science and Engineering A**, v. 410-411, p. 299-302, Feb. 2005.

SILVA, A. L. V.C; Mei, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3.ed. Rio de Janeiro: Editora Blucher, 2010, v.1, 664 p.

SILVA, José Ferreira Jr. **Comportamento da adição do carbeto de nióbio (NbC) na matriz metálica do aço ferrítico 15Kh2MFA**. 2012. 136p. Tese (Doutorado em Ciências de Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2012.

SONG, M. et al. Microstructure refinement and strengthening mechanisms of a 12Cr ODS steel processed by equal channel angular extrusion. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 577, p. 247-256, May 2013.

SONG, R. et al. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. **Materials Science and Engineering**, v. 441, p. 1-17, Aug. 2006.

JONAS, J. J., The critical strain for dynamic recrystallization in rolling mills. **Materials Science Forum**, v. 426-432, p. 57-66, 2003.

SUH, J, et al. Effect of processing route on texture and cold formability of AZ31Mg alloy sheets processed by ECAP. **Materials Science Engineering A**, v.669, p. 159-170, May 2016.

SUJOY,S.et al. Microstructure and mechanical properties after annealing of equal-channel angular pressed interstitial-free steel. **Acta Materialia**, v. 59, p. 4015-4029, Apr. 2011.

SUN, C. et al. Influence of Plastic Deformation on Thermal Stability of Low Carbon Bainitic Steel. **Journal of Iron and Steel research international**, v. 22, p 60-66, Aug. 2013.

TING HAO. et al. Enhancement effect of inter-pass annealing during equal channel angular pressing on grain refinement and ductility of 9Cr1Mo steel. **Material Science & Engineering A**, v A667, p. 454-458, May. 2016.

TOTTEN, G; HOWES, M; INOUE,T. **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**. Materials Park: ASM, 2002. 465p.

TURIAZI, Almir. **Estudo de diferentes rotas de processamento para refino de grão e seu efeito na estampabilidade de aços ARBL**. 2008. 109p. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2008.

VALIEV, R.Z., ISLAMGALIEV, R.K., ALEXANDROV, I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. **Progress in Materials Science**, v. 45,p. 103-189, 2000.

VALIEV, R.Z., LANGDON, T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. **Progress in Materials Science**, v.51, p. 881-981, 2006.

VAN VLACK, L.H. **Princípios de Ciência dos Materiais**. 15th ed. São Paulo: Edgard Bucher, 2007. 427p.

VINCENTIS, N.S.De. et. al. Evaluation of microstructure anisotropy on room and medium temperature ECAP deformed F138 steel. **Materials Characterization**, v. 107, p. 98-111, Jul. 2015

VOORT, G.F.V. **Metallography Principles and Practice**. 4th ed. Nova Iorque: ASM International, 2007. 712 p.

WANG, Stung.H. **Nanostructured metals and alloys**. New York: Woodhead Publishing in Materials, 2011. 840 p.

WANG, Y. et al. Enhanced mechanical properties of pure copper with a mixture microstructure of nanocrystalline and ultrafine grains. **Material Letters**, v. 185, p. 546-549, Apr.2016.

YI XIONG. et al. Microstructure and Mechanical Properties of Granular Pearlite Steel After Equal Channel Angular Pressing. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.24, p. 2665-2669, 2015.

ZHANG, X. et al. Dislocation-based plasticity and strengthening mechanisms in sub-20 nm lamellar structures in pearlitic steel wire. **Acta Materialia**, v. 114, p. 176-183, May 2016.

ZHENG, ZJ.J. et al. A hybridrefining mechanism of microstructure of 304 stainless steel subjected to ECAP at 500 °C. **Materials Science & Engineering A**, v. 639, p. 615-625, May 2015.

ZHENG, ZJ.J.; LIU, J.W.; GAO, Y. Achieving high strength and high ductility in 304 stainless steel through bimodal microstructure prepared by post-ECAP annealing. **Materials Science & Engineering A**, v. 680, p. 426-432, Nov. 2016.