

**UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA**

TESE DE DOUTORADO

**Cinética de Recristalização de um
Aço Perlítico SAE 1070 Trefilado**

ANA CAROLINA RIBEIRO DUARTE HASHIMOTO

**ORIENTADOR: PROF. Dr. JEFFERSON FABRÍCIO
CARDOSO LINS.**

**Volta Redonda
2019**

ANA CAROLINA RIBEIRO DUARTE HASHIMOTO

**Cinética de Recristalização de um Aço Perlítico
SAE 1070 Trefilado**

Tese apresentada ao Curso de Doutorado em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito para a obtenção do título de Doutora em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Professor Dr. Jefferson Fabrício Cardoso Lins.

Volta Redonda

2019

ANA CAROLINA RIBEIRO DUARTE HASHIMOTO

**CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO DE UM AÇO PERLÍTICO SAE 1070
TREFILADO**

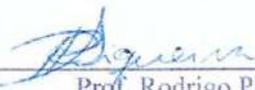
Tese apresentada ao Curso de
Doutorado em Engenharia
Metalúrgica da Universidade
Federal Fluminense, como requisito
para a obtenção do título de
Doutora em Engenharia
Metalúrgica.

Aprovada em 30 de Maio de 2019.

BANCA EXAMINADORA


Prof. Jefferson Fabrício Cardoso Lins (Orientador - Presidente da Banca)
(UFF - D.Sc. - CPF 144.646.828-39)


Prof. Flávio Ferreira
(UFF - D.Sc. - CPF 182.955.727-68)


Prof. Rodrigo Pinto de Siqueira
(UFF - D.Sc. - CPF 287.233.638-94)


Prof. Roberto de Oliveira Magnago
(UniFOA - D.Sc. - CPF 962.521.540-91)


Prof.^a Daniella Regina Mulinari
(UERJ - D.Sc. - CPF 076840537-32)

Volta Redonda

2019

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Esio e Luciene e a
Nossa Senhora que guiaram meus
passos até aqui.

AGRADECIMENTOS

A Deus e Nossa Senhora por me guiar perante as dificuldades sempre me dando forças para alcançar meus objetivos.

Aos meus pais Esio e Luciene, minha irmã Bárbara, meu sobrinho Eduardo e toda a minha família por acreditarem em mim estando sempre ao meu lado e por compreenderem os períodos em que não pude estar presente devido aos estudos.

Ao meu esposo Carlos, responsável por momentos de grande felicidade, por todo amor, dedicação e pelo incentivo na vida acadêmica e profissional.

A minha amiga, companheira, parceira de estudo, Rachel que me proporcionou momentos incríveis ao longo desses doze anos, gostaria de agradecer todo o seu incentivo, os momentos de descontração, e principalmente sua amizade.

Ao meu orientador Prof. Dr. Jefferson Fabrício, que foi uma pessoa extraordinária ao longo de todo o doutorado, por acreditar no meu potencial, por toda motivação, dedicação, paciência, e principalmente por sempre exigir o meu melhor.

A Prof. Fabiane por toda a ajuda, paciência e carinho durante os valiosos momentos de ensinamento. Além disso, sou muito grata pelos seus sábios conselhos.

Ao Prof. Nicolau Castro e ao Leone Mattos por toda ajuda e dedicação com as análises de textura.

Agradeço a todos os professores e funcionários da EEIMVR que contribuíram para minha formação.

A empresa Michelin, por fornecer o material para este trabalho.

Aos professores Flávio Ferreira, Rodrigo Siqueira, Daniella Mulinari e Roberto Magnago que aceitaram participar da minha banca avaliadora.

Á Capes e ao CNPq pelo apoio financeiro concedido.

EPÍGRAFE

“O saber a gente aprende com os mestres e os livros. A sabedoria se aprende é com a vida e com os humildes.”

Cora Coralina

RESUMO

O processamento de fios de aço com estrutura perlítica tem sido objeto de interesse e estudo nos últimos anos em virtude da combinação de propriedades mecânicas que permitem a aplicação deste material em diversas áreas. Neste contexto, este trabalho tem por objetivo avaliar a evolução da textura e a cinética de recristalização do aço SAE 1070 submetido a um processamento termomecânico. O aço foi trefilado a seco por 12 passes com reduções médias entre 15 e 21%, com deformação acumulada de 2,52. Em seguida, o material foi recozido com temperaturas de 400°C, 500°C, 600°C e 700°C com intervalos de tempos distintos. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia de força atômica (MFA) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A textura das amostras foram determinadas via difração de elétrons retroespalhados. Os modelos JMAK, Caminho microestrutural e de Kuziak foram empregados para avaliar a cinética de recristalização. Ensaio de tração e de dureza Vickers foram conduzidos para associar as propriedades mecânicas ao longo do processamento termomecânico com as características microestruturais. A caracterização microestrutural permitiu observar a ocorrência dos fenômenos de recuperação, recristalização e esferoidização. A análise de textura revelou que fibra $\langle 110 \rangle$ que se formou com elevada intensidade no material trefilado manteve-se ao longo de todas as temperaturas de recozimento. Todos os modelos de cinética de recristalização falharam em descrever o comportamento do material, entretanto os resultados experimentais forneceram valiosas informações como a fração recristalizada máxima de 63,1% a qual foi obtida na temperatura de 500 °C. Os testes de tração revelaram uma redução gradativa e linear dos limites de resistência e escoamento em função do tempo e da temperatura de recozimento. A dureza apresentou reduções mais acentuadas nas temperaturas de 600°C e 700°C.

Palavras-chave: Caracterização Microestrutural, Aço SAE 1070; Textura, Cinética de Recristalização.

ABSTRACT

The processing of steel wires with perlite structure has been the subject of interest and study in recent years due to the combination of mechanical properties that allow the application of this material in several areas. In this context, this work has the objective of evaluating the texture evolution and the kinetics of recrystallization of SAE 1070 steel subjected to thermomechanical processing. The steel was dry drawn by 12 passes with average reductions between 15 and 21%, with accumulated deformation of 2.52. Then the material was annealed with temperatures of 400 ° C, 500 ° C, 600 ° C and 700 ° C at different time intervals. The microstructural characterization was performed with the aid of optical microscopy (OM), atomic force microscopy (MFA) and scanning electron microscopy (SEM). The texture of the samples was determined by diffraction of backscattered electrons. The JMAK, Microstructural Path and Kuziak models were used to evaluate the kinetics of recrystallization. Vickers traction and hardness tests were conducted to associate the mechanical properties along thermomechanical processing with the microstructural characteristics. The microstructural characterization allowed observing the occurrence of the phenomena of recovery, recrystallization and spheroidization. Texture analysis revealed that fiber <110> which formed with high intensity in the drawn material was maintained throughout all annealing temperatures. All recrystallization kinetics models failed to describe the behavior of the material, however the experimental results provided valuable information as the maximum recrystallized fraction of 63.1% was obtained at the temperature of 500 ° C. The tensile tests revealed a gradual and linear reduction of the resistance and flow limits as a function of time and annealing temperature. The hardness showed more pronounced reductions in the temperatures of 600°C and 700°C.

Keywords: *Microstructure characterization, SAE 1070 Steel, Texture, Recrystallization kinetics.*

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	16
2. JUSTIFICATIVA	18
3. OBJETIVOS	20
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
4.1. O AÇO SAE 1070.....	21
4.2. O ESTADO DEFORMADO	23
4.3. FENÔMENOS DE RESTAURAÇÃO	27
4.3.1. Recuperação.....	28
4.3.2. Recristalização	30
4.3.2.1. <i>Cinética de Recristalização</i>	31
4.4. TEXTURA CRISTALOGRÁFICA.....	34
4.4.1. Textura de Deformação	36
4.4.2. Textura de Recristalização.....	39
5. MATERIAIS E MÉTODOS	41
5.1. O MATERIAL	41
5.2. MÉTODOS	41
5.2.1. Processamento Termomecânico	41
5.2.1.1. <i>Trefilação</i>	41
5.2.1.2. <i>Recozimento</i>	42
5.2.2. Caracterização Microestrutural	42
5.2.2.1. <i>Preparação Metalográfica</i>	42
5.2.2.3. <i>Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)</i>	43
5.2.2.4. <i>Microscopia de Força Atômica (MFA)</i>	43
5.2.2.5. <i>Software ImageJ</i>	43
5.2.3. Caracterização da Textura	43
5.2.3.1 <i>Difração de Elétrons Retroespalhados – EBSD</i>	43
5.2.4. Metalografia Quantitativa.....	44
5.2.5. Ensaio Mecânicos	45
5.2.5.1 <i>Ensaio de Dureza Vickers</i>	45

5.2.5.2 Ensaio de Tração	45
6. RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
6.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	46
6.1.1 Material de Partida	46
6.1.2 Material Deformado.....	47
6.1.3 Material Recozido a 400°C.....	47
6.1.4 Material Recozido a 500°C.....	51
6.1.5 Material Recozido a 600°C.....	53
6.1.6 Material Recozido a 700°C.....	57
6.1.7 Grau de Esferoidização	60
6.2 CARACTERIZAÇÃO DA TEXTURA	64
6.2.1 Material de Partida	64
6.2.2 Material Deformado.....	67
6.2.3 Material Recozido a 400°C e 500°C	69
6.2.4 Material Recozido a 600°C e 700°C	73
6.3 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO	80
6.3.1 Modelo JMAK.....	80
6.3.2 Caminho Microestrutural	84
6.3.3 Modelo de Kuziak	89
6.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS	92
7. CONCLUSÃO	105
REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	107

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Desenho esquemático das seis rotas das lamelas de cementita deformadas por trefilação. Adaptado de [6].	25
Figura 2: Ilustração esquemática entre macrot textura, microtextura e mesotextura. Adaptado de [72].	35
Figura 3: Ilustração esquemática da textura de fibra $\{hkl\}\langle 100\rangle$ em fio. Adaptado de [32].	38
Figura 4: MEV. Seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial.	46
Figura 5: MEV. Seção transversal do aço SAE 1070 deformado a frio com deformação acumulada de 2,52.	47
Figura 6: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 400°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .	48
Figura 7: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 400°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min e (F) 30min. Ampliação de 1000x.	49
Figura 8: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 500°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .	51
Figura 9: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 500°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Ampliação de 1000x.	52
Figura 10: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 600°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .	53
Figura 11: MEV. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 600°C durante 30 min.	54
Figura 12: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 600°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Ampliação de 1000x.	56
Figura 13: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 700°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .	58
Figura 14: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 700°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Ampliação de 1000x.	59
Figura 15: Micrografia do aço SAE1070 recozido a 600°C durante 25 min obtida com MFA (A) e analisada no ImageJ (B). Área analisada de 400 μm^2 .	60

Figura 16: Tamanho dos esferoides do aço SAE 1070 em função do tempo de recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C.	61
Figura 17: Grau de esferoidização do aço SAE 1070 em função do tempo de recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C.	62
Figura 18: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.....	64
Figura 19 : EBSD. ODF da seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial, $\phi_2 = 30^\circ$	65
Figura 20: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial.	66
Figura 21: EBSD. Análise quantitativa do tamanho de grão do Aço SAE 1070 na condição inicial.	67
Figura 22: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 deformado a frio por trefilação com deformação acumulada de 2,52. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.	68
Figura 23: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 deformado a frio por trefilação com deformação acumulada de 2,52.	69
Figura 24: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 400°C. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.....	70
Figura 25: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 500°C. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.....	71
Figura 26: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C e (B) 400°C.	72
Figura 27: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 600°C. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.....	74
Figura 28: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 600°C. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.....	75
Figura 29: EBSD. ODF da seção transversal do aço SAE 1070 recozido a (A) 600°C e (B) 700°C , $\phi_2 = 30^\circ$	77
Figura 30: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 recozido a (A) 600°C e (B) 700°C.	78
Figura 31: EBSD. Análise quantitativa do tamanho de grão do Aço SAE 1070 recozido a (A) 600°C e (B) 700°C.	79

Figura 32: Curva de Avrami com os dados experimentais ajustados por linearização para o aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.	80
Figura 33: Cinética de recristalização do aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C construída com a equação de JMAK e os dados experimentais da fração volumétrica recristalizada – V_v	82
Figura 34: Área superficial por unidade de volume (S_v) em função do tempo de recozimento e curva ajustada a Equação 3 para o Aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.	84
Figura 35: Caminho microestrutural. Área superficial por unidade de volume (S_v) em função da fração volumétrica recristalizada (V_v) com a curva ajustada a Equação 4 para o aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.	87
Figura 36: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 400°C durante 10, 20 e 30 min.	94
Figura 37: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 500°C com tempos de 10, 20 e 30 min.	95
Figura 38: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 600°C com tempos de 10, 20 e 30 min.	96
Figura 39: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 700°C com tempos de 10, 20 e 30 min.	98
Figura 40: Dureza Vickers do aço SAE 1070 para recozimento a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.	100
Figura 41: Dureza Vickers dos fios de aço SAE1070 em função da raiz quadrada inversa da fração volumétrica recristalizada nas temperaturas de 400°C, 500°C, 600°C e 700°C.	102
Figura 42: Relação do alongamento percentual e do tamanho dos esferoides em função da temperatura e do tempo de recozimento.	103

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades Mecânicas do aço SAE 1070. Adaptado de [23].	21
Tabela 2: Valores da constante 'n' em função da dimensão do sistema analisado e do tipo de nucleação [14].....	32
Tabela 3: Fibras características para os metais e ligas com estrutura CCC. Adaptado de [68].	37
Tabela 4: Composição química do aço SAE 1070 (teores expressos em % em peso).	41
Tabela 5: Velocidade, Percentual de Redução e Taxa de Deformação Verdadeira após cada passe de trefilação.....	42
Tabela 6: Parâmetros ajustados do aço SAE 1070 nas temperaturas de recozimento. “K” e “n” são constantes da equação do modelo JMAK e R^2 é o coeficiente de correlação da linearização.	81
Tabela 7: Parâmetros ajustados do aço SAE 1070 para descrever a evolução de superfícies por unidade de volume. “B” e “m” são constantes da Equação 2 e R^2 é o coeficiente de correlação.	85
Tabela 8: Parâmetros ajustados aço SAE 1070 as temperaturas de recozimento para descrever a evolução de superfícies por unidade de volume em função da fração recristalizada. “C” e “q” são constantes do caminho microestrutural descritas na Equação 4.	87
Tabela 9: Dados do Modelo de Kuziak para todas as temperaturas de recozimento.	90
Tabela 10: Tempo de recozimento para 50% de recristalização calculados experimentalmente, através do modelo JMAK e Kuziak.....	91
Tabela 11: Propriedades Mecânicas do aço SAE 1070 na condição inicial e após o processo de trefilação.	92
Tabela 12: Propriedades Mecânicas do aço SAE 1070 após o recozimento.	93
Tabela 13: Dureza Vickers do aço SAE 1070.	99

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

EDE – Energia de Defeito de Empilhamento

CCC - Cúbico de Corpo Centrado

CFC – Cúbico de Face Centrada

SAE – Society of Automotive Engineers

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MO – Microscópio Ótico

MFA – Microscópio de Força Atômica

EBSD – Difração de Elétrons Retroespalhados

ODF – Função de Distribuição de Orientação

DL – Direção de Laminação

DN – Direção Normal

DT – Direção Transversal

DA – Direção Axial

JMAK – Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov

V_v – Fração volumétrica recristalizada

S_v – Área superficial por unidade de volume

k, n, B, m, C, q – Constantes dos modelos de cinética de recristalização

P_p – Fração dos pontos contidos em regiões recristalizadas

Pl – Quantidade de interseções entre regiões recristalizadas e recuperadas

1. INTRODUÇÃO

Os fios de aço perlítico produzidos por trefilação são usados com frequência como materiais estruturais em virtude da sua elevada resistência associada aos níveis aceitáveis de ductilidade e tenacidade [1]. Essa combinação de propriedades é atribuída a estrutura lamelar onde o constituinte com elevada dureza é incorporado no constituinte dúctil [2]. As aplicações mais comuns desse material é para cabos de pontes suspensas, fio-máquina para pneus, molas, e cordas de piano [3]. Por este motivo, a evolução microestrutural durante o processamento dos aços perlíticos tem sido, por muitos anos, um tema de considerável pesquisa científica [4].

O controle das variáveis que influenciam o processamento termomecânico é de fundamental importância para assegurar as características finais do produto. A complexa relação entre microestrutura, textura e composição química determinam as propriedades mecânicas do material durante seu processamento [5]. O acompanhamento da textura durante o processamento termomecânico auxilia no entendimento dos mecanismos de deformação, na relação da estrutura deformada com os fenômenos de restauração e na avaliação da cinética de recristalização.

De acordo com estudo de Zhang [6] a determinação da orientação das colônias que constituem a estrutura perlítica, auxilia na compreensão da formação de bandas de cisalhamento, na identificação de sistemas de escorregamentos preferenciais e na localização do início do processo de fratura das lamelas de cementita. As mudanças na orientação que ocorrem durante a deformação não são aleatórias, elas são resultado da deformação no sistema de escorregamento mais favorável, formando uma orientação preferencial ou textura [7]. Um aço perlítico quando submetido ao processo de trefilação com elevada deformação apresenta uma estrutura denominada “*curling*” [8]. A estrutura “*curling*” é atribuída à deformação sob a condição de estado de tensão que está associado com a formação da textura $\langle 110 \rangle$ durante a trefilação [9]. Na estrutura perlítica sem deformação, as lamelas de cementita estão relativamente retas e começam a girar em torno do eixo do fio durante os estágios iniciais do processo de deformação, resultando em uma microestrutura curvilínea e uma textura cristalográfica definida [10]. A flexão das lamelas da perlita resulta em uma orientação radial na direção $\langle 001 \rangle$ [11].

O material deformado, quando submetido a um processo de recristalização por meio de um tratamento térmico, a nucleação ocorre preferencialmente em associação com as características específicas da microestrutura, ou seja, em regiões com determinadas orientações. A capacidade de crescimento dos núcleos também é influenciada pela orientação

das regiões adjacentes, desta forma, as características de nucleação e crescimento garantem a formação de uma textura de recristalização [7].

Segundo Holscher [12] a principal componente de textura de recristalização dos metais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) é a componente $\{111\}\langle 112\rangle$ observada nos grãos recristalizados. Entretanto existem diversos fatores que implicam na textura de recristalização, tais como temperatura, tempo de recozimento, processo de conformação prévio, composição química, entre outros. Para os aços perlíticos deformados por trefilação, a textura de deformação caracterizada pela fibra $\langle 110\rangle$ na fase ferrita sofre apenas alteração da intensidade de suas componentes durante o processo de recristalização.

Atualmente, além da textura, modelos matemáticos são utilizados para compreender os mecanismos envolvidos durante o processo de recristalização de um material deformado. A maioria dos modelos que descrevem a cinética de recristalização estática é baseada na equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, também conhecido como modelo JMAK [13]. Este modelo é amplamente utilizado quando o tratamento térmico ocorre após o fim da deformação, além disso, ele é frequentemente adaptado para diversos tipos de materiais. Este modelo pode ainda ser descrito sob a forma de outras equações empíricas que se relacionam com as características microestruturais do material. Uma tentativa para melhorar significativamente o Modelo JMAK foi realizada por Vandermeer e Rath [14], utilizando a metodologia denominada por eles de Caminho Microestrutural. Nesta abordagem, modelos geométricos mais realistas e mais complexos são empregados usando parâmetros microestruturais adicionais na análise [7]. Kuziak [15] também baseado no modelo JMAK desenvolveu uma equação para aços eutetóides, com tempo para se completar 50% da recristalização.

Neste contexto, este trabalho tem por objetivo caracterizar a evolução microestrutural e da textura do aço perlítico SAE 1070 quando submetido a um processamento termomecânico. Os modelos JMAK, de Kuziak e do Caminho Microestrutural serão empregados para avaliar a cinética de recristalização.

2. JUSTIFICATIVA

No que diz respeito a análise da textura durante o processamento termomecânico na fabricação de fio-máquina, a literatura atual tem se limitado a reportar a formação da textura circular durante a deformação por trefilação como mostra estudos em [11, 16, 17]. Entretanto como o processo de fabricação do fio máquina envolve um tratamento térmico intermediário, de forma a restaurar as propriedades mecânicas para próximos passes de redução, o estudo da textura de recozimento, bem como da cinética de recristalização são de fundamental importância para o controle das características microestruturais e por consequência, das propriedades mecânicas para a posterior etapa de trefilação.

Outra motivação para este trabalho é investigar os fatores que inibem o processo de recristalização do aço perlítico submetido a elevada deformação. De acordo com o estudo de Storjéva [18], quando um aço perlítico altamente deformado é recozido, o fenômeno da recuperação é dominante, consumindo maior parte da energia armazenada sob a forma de defeitos, reduzindo desta forma o potencial para nucleação e crescimento de novos grãos. Li e colaboradores [8] apontam alguns fatores relacionados a textura curling que justificariam este comportamento, entretanto uma investigação microestrutural detalhada se faz necessário para apontar os mecanismos que inibem a recristalização do material nestas condições.

De maneira geral, o estudo da evolução da textura ao longo do processamento termomecânico da fabricação de fio-máquina, é de considerável relevância uma vez que não há na literatura trabalhos que relatem o comportamento da textura dos aços perlíticos submetidos as condições propostas neste estudo. A maioria dos trabalhos atualmente, que abordam a evolução de textura durante processamento termomecânico são voltados para laminação e deformação plástica severa, conforme os trabalhos em [19, 20, 21]. Considerando ainda, que a formação da textura está condicionada aos parâmetros de processamento, o estudo realizado neste trabalho visa ampliar o entendimento dos mecanismos de orientação dos grãos, da fração dos contornos, enfim, da evolução da textura durante o processamento termomecânico em questão.

A busca por novos modelos e técnicas que auxiliem na compreensão da cinética de recristalização é constante. As pesquisas sobre recristalização são complexas para serem executadas e analisadas. Neste contexto, a modelagem pode ser empregada para criar cenários simplificados, onde é possível ter acesso completo ao processo estudado.

Até o presente momento, a literatura não contempla estudos com a aplicação dos modelos de cinética de recristalização nos aços perlíticos submetido as condições empregadas

neste trabalho. Tendo em vista a evolução microestrutural do aço SAE 1070 durante o recozimento, os modelos de cinética de recristalização JMAK e de Kuziak serão empregados, bem como o modelo do caminho microestrutural de Vandermeer e Rath [14]. O modelo JMAK é aplicado em diversos tipos de materiais e processamento, entretanto o modelo proposto por Kuziak [15] para aços eutetóides foi empregado somente para conformação por laminação, este estudo visa verificar a validade deste modelo também para a deformação por trefilação.

Desta forma, este trabalho se justifica por apresentar no mínimo dois pontos com contribuições inéditas referentes à caracterização da textura e a aplicação dos modelos de cinética de recristalização para o processamento termomecânico do aço SAE 1070 sob as condições impostas neste trabalho.

3. OBJETIVOS

Este trabalho tem por objetivo avaliar a evolução da textura e a cinética de recristalização do aço perlítico SAE 1070 submetido a um processamento termomecânico.

Para alcançar o objetivo geral, faz-se necessário, antes, atingir os seguintes objetivos específicos:

1. Avaliar o efeito da deformação aplicada ao material no surgimento da estrutura curling.
2. Aplicar os modelos de cinética de recristalização JMAK, Kuziak e o Caminho Microestrutural avaliando o efeito do tempo e da temperatura na cinética de recristalização do material durante o tratamento térmico de recozimento;
3. Avaliar a influência das condições do tratamento térmico na formação da textura de recristalização, correlacionando com os resultados dos modelos de cinética de recristalização;
4. Avaliar a evolução da fração de contornos na microestrutura ao longo do processamento termomecânico;
5. Estimar a dureza do material por meio de impressões de microdureza Vickers e acompanhar o comportamento mecânico do material através de um ensaio de tração.

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1. O AÇO SAE 1070

Os aços são os materiais industriais mais amplamente utilizados, possivelmente o principal fator que levou o aço a ocupar este papel é o amplo espectro de propriedades e características de desempenho que podem ser obtidas a baixo custo além da extrema otimização dos processos de fabricação [22]. O aço SAE 1070 é largamente utilizado, pois além de ser um material de fácil usinagem, de boa soldabilidade, é o material metálico de menor preço em relação à sua resistência mecânica.

Entretanto como o aço SAE 1070 apresenta um percentual elevado de carbono, algumas dessas características são comprometidas como a conformabilidade e a tenacidade. Esses aços são empregados em aplicações como trilhos, engrenagens, cabos para construção civil, fabricação de fio-máquina, entre outras aplicações que exige elevada resistência mecânica e ao desgaste. A Tabela 1 apresenta as principais propriedades mecânicas do aço SAE 1070, que foi tracionado em temperatura ambiente (25°C) [23].

Tabela 1: Propriedades Mecânicas do aço SAE 1070. Adaptado de [23].

Propriedade Mecânica	Módulo	Unidade
Densidade	7,70 – 8,03	10 ³ kg/ m ³
Módulo de Poisson	0,27 – 0,30	-
Módulo de Elasticidade	190 – 210	GPa
Limite de Resistência a Tração	640	Mpa
Limite de Escoamento	495	Mpa
Elongação	10	%
Redução de Área	45	%
Dureza	192	HB

A composição química do aço SAE 1070 é composta principalmente por um teor de carbono que varia entre 0,65 a 0,75%, manganês de 0,6 a 0,9%, silício 0,1 a 0,3% e um percentual máximo de 0,04% de fósforo e 0,05% de enxofre. Cada elemento que constitui esse aço gera um efeito nas propriedades do material e na maneira como este aço reage aos processos de fabricação.

O aço SAE 1070 é um aço hipoeutetóide com estrutura perlítica composta por ferrita e cementita com microestrutura escalonada constituída de colônias de lamelas em bloco [24].

Essa microestrutura composta consiste em uma fase extremamente resistente, a cementita, e a fase ferrita que apresenta boa ductilidade. Essas características microestruturais conferem aos aços perlíticos uma combinação de resistência e tenacidade que torna este material propício para aplicações estruturais, trilhos de estrada de ferro e fios de aço de alta resistência. As propriedades dos aços perlíticos são determinadas principalmente pelo espaçamento entre as lamelas de cementita e ferrita, o tamanho de grão austenítico prévio, o espaçamento interlamelar e o tamanho das colônias de perlita [25, 26].

Uma das aplicações do aço SAE 1070 é na fabricação de fio-máquina através de um processamento termomecânico onde o material é trefilado e em seguida, é recozido para restauração das propriedades para novos passes de redução. Essas alterações nas propriedades mecânicas do aço são devido a deformação plástica sofrida durante a trefilação. Assim como a trefilação, qualquer outro trabalho a frio, aumentará a dureza, a rigidez, o limite de resistência à tração e o limite de elasticidade [27]. Durante os passes de redução ocorre um desenvolvimento progressivo de deformação não uniforme e uma distribuição irregular das tensões residuais no aço. Há também um notável acréscimo no endurecimento plástico como consequência da perda da ductilidade relativa, que é aparente para os fios que apresentam os diâmetros menores [28].

A extensão dessas mudanças nas propriedades mecânicas do aço não é só influenciada diretamente por fatores como o percentual de redução por passe ou o trabalho a frio realizado no aço, mas também, pelo número de passes de redução, a redução total sofrida, e pelo tipo de aço utilizado no processo. Para um aço SAE 1070, uma redução percentual de 75% do diâmetro inicial ocasionaria um aumento aproximado de 84% no valor da resistência a tração. Essas mudanças nas características do aço em grande parte são atribuídas a mudança na estrutura do grão que após o processo de trefilação apresenta perfil longitudinal paralelo a direção de aplicação de força [27].

O controle da evolução microestrutural durante o processamento termomecânico de um material é crítico para a determinação das propriedades mecânicas do produto final [29]. Tem sido observado que as propriedades mecânicas, tais como a dureza, a resistência e a tenacidade dos aços com teor de carbono de aproximadamente 0,7 % em peso dependem fortemente do espaçamento interlamelar [30]. A ocorrência deste espaçamento está diretamente relacionada com a temperatura em que o material é recozido, o espaçamento interlamelar cresce à medida que a temperatura de recozimento aumenta. Logo, é possível relacionar a temperatura de recozimento deste aço com algumas propriedades mecânicas uma

vez que, enquanto a dureza e a força crescem, a alongação e a tenacidade diminuem com o espaçamento interlamelar [31].

4.2. O ESTADO DEFORMADO

As características microestruturais dos materiais desempenham um papel fundamental na determinação das propriedades. Por isto o acompanhamento e controle do seu desenvolvimento durante os processos de produção tornam-se imprescindíveis. O conhecimento detalhado da microestrutura do material encruado é de suma importância para o entendimento dos mecanismos e fenômenos que ocorrem no processo de recozimento [32].

Os processos de deformação modificam a microestrutura com alterações na forma dos grãos, aumento total da área dos contornos e a formação de uma subestrutura nos grãos, essas modificações são provenientes do aumento da densidade de discordâncias [33,34]. A energia das discordâncias, dos defeitos pontuais gerados na deformação plástica e a energia das novas interfaces representam a energia armazenada na deformação [33]. A energia armazenada e a distribuição das regiões de maior energia são fundamentais para os processos de recuperação e recristalização.

Durante o processo de conformação a frio a maior parte da energia é dissipada na forma de calor apenas de 2 a 10% dessa energia é armazenada na forma de defeitos cristalinos, esses defeitos causam um aumento de dureza significativo no material metálico. A esse fenômeno que ocasiona o endurecimento do material quando deformado plasticamente é denominado encruamento ou estado deformado [35].

Esse endurecimento do material é atribuído à redução da mobilidade das discordâncias, que estão associadas ao principal mecanismo de deformação plástica do material, o deslizamento [36]. Essa resistência à movimentação das discordâncias ocorre devido à presença de partículas de precipitados e átomos de solutos que agem como barreiras ao movimento das discordâncias. Outra barreira ao movimento é ocasionada por discordâncias bloqueadas que possuem baixa mobilidade e são formadas pela interação entre discordâncias. Além disso, outros fenômenos contribuem para o encruamento do material tais como falhas de empilhamento, formação de degraus e transformação de fase [36, 37].

Diversos fatores interferem no encruamento de um material dentre eles a temperatura e a taxa de deformação. Quando a deformação é realizada em temperaturas suficientemente altas, a estrutura do material é alterada pelo surgimento de novos cristais, através do fenômeno da recristalização, desta forma, os efeitos do encruamento serão parciais ou completamente revertidos. Por sua vez a taxa de deformação interfere no encruamento de forma que o

aumento desta taxa potencializa os efeitos do encruamento tornando o material mais resistente e menos dúctil [38].

Aços perlíticos trefilados apresentam uma estrutura deformada particular, caracterizada por morfologias anisotrópicas nas seções transversal e longitudinal. Na seção transversal do fio há a formação de uma estrutura comumente denominada de “curling” devido à fratura das lamelas de cementita e a torção das lamelas de ferrita [39,40]. A fragmentação e a dissolução da cementita durante a deformação é resultado da interação entre as discordâncias e os átomos de carbono [1]. Entretanto, Nematollahi e colaboradores afirmaram que as lamelas de cementita estão fragmentadas em partículas nanométricas em decorrência do desencontro substancial entre as curvaturas das duas fases. Esse desencontro de curvatura é explicado pelo fato que a fase cementita é mais dura e resistente que a ferrita, o que leva a comportamentos distintos durante a deformação [10].

Essa estrutura “curling” é usualmente encontrada em fios de aço com estrutura perlítica submetidos ao processo de trefilação com elevada deformação [8,40]. Nela, as lamelas de cementita estão torcidas e fragmentadas em segmentos curtos e pequenas partículas dando a estrutura uma aparência relativamente homogênea em escala macroscópica. Segundo Nam [41], as colônias de perlita exibem ondas ou uma microestrutura torcida que é típica de fios trefilados com estrutura CCC. Na estrutura perlítica sem deformação, as lamelas de cementita estão relativamente retas e começam a girar em torno do eixo do fio durante os estágios iniciais do processo de deformação, resultando em uma microestrutura curvilínea e uma textura cristalográfica definida [10]. A flexão das lamelas da perlita resulta em uma orientação radial na direção $\langle 001 \rangle$.

Enquanto que a seção transversal apresenta a estrutura “curling”, na seção longitudinal as lamelas encontram-se completamente alinhadas com a direção de trefilação. A aparente contradição entre, a estrutura com torção e fragmentação das lamelas apresentada na seção transversal e as lamelas alongadas em direção uniaxial observada na seção longitudinal é atribuída à diferença de deformação das colônias de perlita com orientações espaciais distintas e as deformações localizadas [42]. Esse comportamento foi relatado em [6] no qual uma deformação de 2.7 ocasionou a rotação de todas as lamelas de cementita para próximo da direção de trefilação.

As lamelas de cementita que inicialmente possuíam orientação aleatória tornaram-se progressivamente alinhadas com direção de trefilação à medida que a deformação foi aumentando. O grau de reorientação das lamelas de cementita depende do ângulo inicial entre a direção de trefilação e as lamelas, quanto maior o ângulo, maior a reorientação e as

alterações microestruturais [40]. As lamelas que estavam orientadas favoráveis ou paralelas à direção de trefilação foram deformadas plasticamente e foram afinando até formar uma estrutura fibrosa. Já as lamelas que se encontravam orientadas em posições desfavoráveis a direção de trefilação dobraram e ou sofreram torção [41,43]. Segundo estudo de Zhang [6] e seus colaboradores é possível classificar seis tipos de rotas para as lamelas de cementita quando deformadas por trefilação como mostra o desenho esquemático da Figura 1.

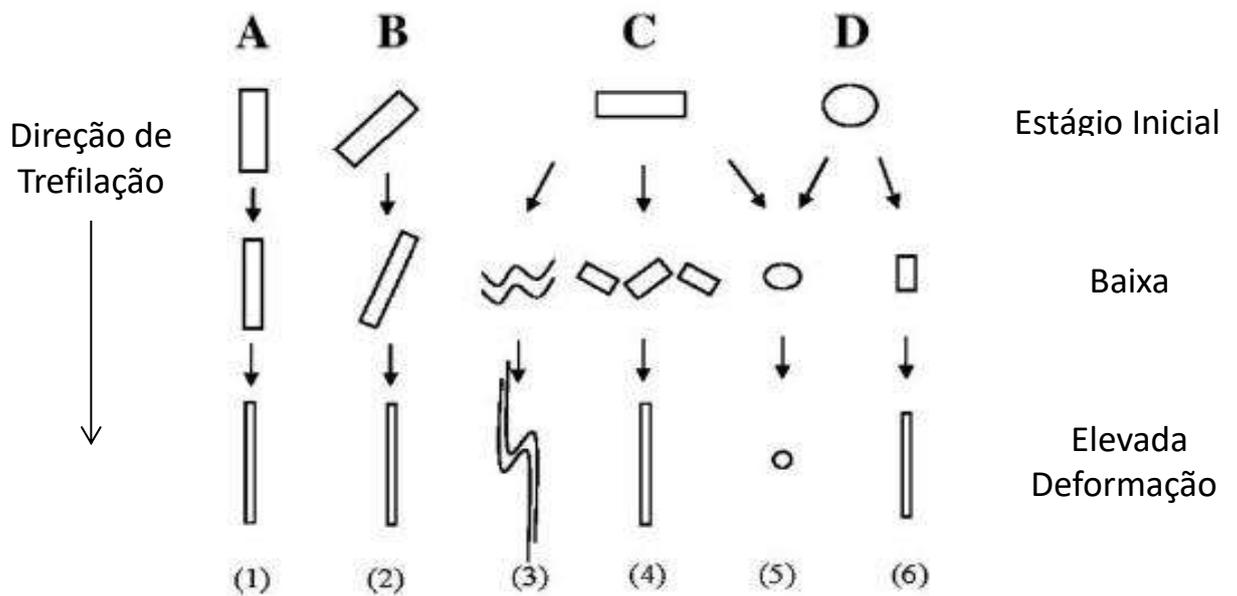


Figura 1: Desenho esquemático das seis rotas das lamelas de cementita deformadas por trefilação. Adaptado de [6].

As alterações nas lamelas de cementita são na orientação macroscópica, na espessura e na morfologia. Essas mudanças são baseadas no mecanismo de deslizamento predominante para a deformação da cementita [6]. As lamelas que são paralelas à direção de trefilação (A), não sofrem mudanças na orientação, nem alteração em sua morfologia, somente há uma redução da espessura proporcional à deformação aplicada. Já as lamelas que estão em posição vertical em relação à direção de trefilação (C), sofrem torção, fragmentação e podem se tornar partículas de formato circular. Em seguida, essas lamelas rotacionam e tendem a se alinhar com a direção de trefilação esse fenômeno é acompanhado pela redução da espessura das lamelas.

Além das alterações morfológicas nos constituintes da estrutura perlítica, outras mudanças microestruturais ocorrem durante a deformação por trefilação. Diversos trabalhos

apontam uma redução do espaçamento interlamelar e um aumento da densidade de discordâncias na fase ferrita conforme os níveis de deformação aumentam. Goto e seus colaboradores [44] afirmam que as discordâncias encontram-se acumuladas na fase ferrita durante a deformação pelo efeito de restrição imposto pela fase cementita levando a um estado de elevada tensão de compressão. Com o processo de trefilação, a densidade de discordâncias aumenta ao ponto de formar células de discordâncias dentro da fase ferrita. Essas células começam a se formar quando as discordâncias se unem e entrelaçam umas nas outras, formando o esboço de uma estrutura celular. A formação das células de discordâncias começa com deformações na faixa de 0,1 a 0,2 e com o aumento da deformação, as células diminuem de tamanho e desenvolvem paredes densas e espessas [45]. Embury [46] mostrou que as células de discordâncias formadas dentro da fase ferrita se tornam menores à medida que o espaçamento interlamelar diminui. Desta forma, pode-se concluir que, além do aumento da deformação, a diminuição do espaçamento interlamelar contribui para a redução do tamanho das células de discordâncias dentro da fase ferrita.

O espaçamento interlamelar é considerado um parâmetro representativo para expressar a resistência de um aço perlítico submetido ao processo de trefilação. Segundo Park [47], o espaçamento interlamelar é controlado pelo tamanho de grão austenítico, a faixa de resfriamento, a composição química do aço e pelas variáveis do processo de trefilação. O espaçamento interlamelar decresce quase que linearmente com o aumento da deformação aplicada durante a trefilação ou a redução do diâmetro do fio [44]. Conforme os estudos de Embury [46] e Langford [42] a resistência do aço é inversamente proporcional à raiz quadrada do espaçamento interlamelar de acordo com a relação de Hall-Petch. Existem ainda outros parâmetros como dureza, limite de escoamento, deformação que caracterizam o comportamento mecânico do material, e também se relacionam com o espaçamento interlamelar como mostra diversos trabalhos [47, 48, 49].

O efeito do espaçamento interlamelar na resistência do aço perlítico tem sido explicado com base no modelo de acúmulo de discordâncias e no entendimento da mobilidade das mesmas [49]. O limite de escoamento do material com estrutura perlítica é consistente com a tensão necessária para mover as discordâncias na fase ferrita entre as duas lamelas impenetráveis de cementita. Com a redução do espaçamento interlamelar essa tensão aumenta, e por consequência leva ao endurecimento do aço [49]. Desta forma, quando o espaçamento interlamelar é grande, as discordâncias se movem livremente dentro da fase ferrita, resultando na diminuição da resistência apresentada pelo aço como mostra outros estudos realizados em aços eutetóides [49, 50].

Segundo os experimentos realizados por Li [51], 20 a 50% do volume da fase cementita decompõe-se durante o processo de deformação em temperatura ambiente. O entendimento de todo o mecanismo de decomposição da cementita é de extrema importância uma vez que está intimamente relacionado com o endurecimento do aço perlítico. Existem duas interpretações que explicam o fenômeno de decomposição da cementita. Gridnev e seus colaboradores [52] acreditam que a decomposição da fase cementita é devido ao fato que a energia de ligação entre os átomos de carbono em posições intersticiais e as discordâncias da fase ferrita é muito maior que a energia de ligação entre os átomos de ferro e carbono na fase cementita. Já Languillaume [53] sugere que o aumento da energia livre provocado pela redução da espessura das lamelas de cementita e a criação de sistemas de escorregamento durante a trefilação, desestabiliza a fase cementita e promove sua decomposição.

A decomposição da cementita ocorre nos primeiros estágios da trefilação do fio e aumenta proporcionalmente com o aumento da deformação ao longo dos passes de redução [3]. Conforme as lamelas de cementita vão se tornando cada vez mais finas, a concentração de carbono vai diminuindo. Existe uma intensa discussão a respeito de onde os átomos de carbono estão segregados após a decomposição da fase cementita, entretanto, tem sido proposto que o carbono se concentra principalmente nos contornos da ferrita, nas discordâncias da ferrita e por fim, alguns autores acreditam que os átomos de carbono encontram-se ao longo de toda a extensão da fase ferrita [54]. Para os fios de aço trefilados com deformação acumulada de 2.52, as lamelas de ferrita estão com espessura bem reduzida e o volume de discordâncias dentro desta fase é elevado formando células de discordâncias.

Desta forma, acredita-se que os átomos de carbono estão segregados ao longo de toda a extensão das lamelas de ferrita, uma vez que, como a taxa de deformação é elevada, boa parte das lamelas de cementita se dissolveram e um grande volume de átomos de carbono migra para a fase ferrita. Os processos de migração dos átomos e multiplicação de discordâncias na fase ferrita são gradativos, desta forma, entende-se que, a medida que a deformação aumenta, os átomos de carbono migram para a fase ferrita onde interagem com as discordâncias, impedindo assim que fiquem segregados em apenas uma região. A interação dos átomos de carbono com as discordâncias fica evidente como responsável pelo aumento considerável da resistência do material.

4.3. FENÔMENOS DE RESTAURAÇÃO

Os processos de deformação modificam a microestrutura com mudanças na forma dos grãos, aumento total da área dos contornos e a formação de uma subestrutura nos grãos,

modificações que são provenientes do aumento da densidade de discordâncias. A energia das discordâncias, dos defeitos pontuais gerados na deformação plástica e a energia das novas interfaces representam a energia armazenada na deformação [33,34]. Quando o material deformado a frio é aquecido, dois processos, recuperação e recristalização, competem entre si pela energia armazenada durante o trabalho a frio [55]. A recuperação leva a restauração parcial das propriedades do material pela aniquilação e o rearranjo das discordâncias em configurações com menor energia, enquanto que a recristalização promove a eliminação dos defeitos cristalinos por meio da migração de contornos de alto ângulo [32].

4.3.1. Recuperação

A movimentação das discordâncias é um dos principais mecanismos que possibilita a deformação plástica de um material. Quando as discordâncias estão em movimento, elas encontram obstáculos em seu caminho que faz com que elas se multipliquem gerando assim um acúmulo de energia livre no material que se encontra armazenada sob a forma de defeitos cristalinos. A recuperação está associada à mudança nas propriedades do material deformado, tais mudanças são no sentido de restauração parcial das propriedades mecânicas, de resistividade elétrica e tensões residuais, através da redução da densidade de defeitos cristalinos.

Durante a recuperação a energia armazenada no material é reduzida em virtude do movimento das discordâncias. Essa movimentação consiste em dois processos primários, a aniquilação e o rearranjo das discordâncias para minimizar a energia armazenada. Ambos os processos ocorrem através do escorregamento, escalada e escorregamento com desvio [33]. Esses dois processos, porém, estão diretamente associados a temperatura que ocorre a recuperação. Em temperaturas maiores que $0,2 T_f$ (temperatura de fusão absoluta) há a aniquilação de intersticiais e lacunas e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias. Já para as temperaturas que variam de $0,2$ a $0,3 T_f$ ocorre a aniquilação e o rearranjo de discordâncias de sinais opostos, delineando os contornos de pequeno ângulo. Em temperaturas superiores a $0,4 T_f$ corre a formação de subgrãos, pois eles necessitam de uma maior ativação térmica [56].

Uma característica do material que influencia diretamente o processo de recuperação é a Energia de Defeito de Empilhamento (EDE). Quanto maior for a EDE, menor será a densidade de discordâncias presentes no material. Esse fenômeno ocorre, pois em metais de alta EDE, as discordâncias têm maior mobilidade e a ocorrência de aniquilação de discordâncias de sinais opostos é mais frequente. Essas discordâncias dissociadas que são

encontradas em metais com alta EDE, facilitam o escorregamento com desvio e a escalada, potencializando desta forma a recuperação, uma vez que esses dois mecanismos são os responsáveis por aniquilar e rearranjar as discordâncias no metal [57].

A recuperação e a recristalização são processos concorrentes uma vez que ambos são acionados pela energia armazenada do estado deformado, assim a extensão da recuperação depende da facilidade com que a recristalização pode ocorrer e a recuperação influencia na natureza e na cinética de recristalização. É bem difícil distinguir a recuperação da recristalização, pois a recuperação desempenha um papel importante na nucleação da recristalização [33]. Além disso, a recuperação é responsável pela aniquilação das discordâncias no interior das células de deformação, seguida da formação de subgrãos definidos por contornos de baixo ângulo que exibem maior mobilidade, através poligonização das discordâncias nas paredes das células [58].

O principal processo que ocorre durante o recozimento é o crescimento de subgrãos que acontece mediante o mecanismo de migração de contornos de baixo ângulo e se baseia no fenômeno da poligonização, que dentre os processos de recuperação é aquele que ocorre com a temperatura mais elevada. A poligonização pode ser definida como um mecanismo de formação de subgrãos onde, durante o aquecimento de um metal deformado plasticamente, as discordâncias são reagrupadas: àquelas de sinais opostos se aniquilam e as restantes se rearranjam [59], agrupando-se em subcontornos que levam a diminuição da energia armazenada.

Para um aço perlítico deformado, estudos apontam que a recuperação começa rapidamente com o rearranjo de discordâncias para formar configurações mais favoráveis energeticamente [18], além disso, no início do recozimento, a temperaturas próximas a 200 °C, apenas a ocorrência de recuperação é observado no material [8]. Desta forma, pode-se concluir que a recuperação irá consumir grande parte da energia armazenada.

A forma como o processo de recuperação ocorre ainda não está muito claro [47], entretanto sabe-se que ele promove a eliminação de defeitos, principalmente o rearranjo e a aniquilação de discordâncias. Recentemente Zhang [40] reportou que a densidade de discordância nas lamelas de ferrita aumentam de $7,5 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ para $2 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ após o processo de trefilação a frio com deformação de 3,68. Essa concentração diminui drasticamente quando o material deformado é submetido a um tratamento térmico. Chen e Kirchheim [60] mediram a densidade de discordâncias num aço perlítico recozido produzido por trefilação a frio com deformação de 3,0. Eles relataram que a densidade de discordâncias diminui para $8,53 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ após o recozimento a 450°C durante 30 min.

4.3.2. Recristalização

Assim como a recuperação, a recristalização é um processo que utiliza a energia armazenada durante a deformação plástica. Durante a recristalização há a eliminação do excesso de defeitos cristalinos, a redistribuição das discordâncias acumuladas nos contornos de grão durante a deformação e, portanto, a diminuição da energia interna.

A recristalização da microestrutura deformada é muitas vezes chamada de recristalização primária, de modo a distinguir do processo de crescimento dos grãos anormais que pode ocorrer no material completamente recristalizado, processo no qual, é conhecido como recristalização secundária [33]. A recristalização primária consiste na nucleação e migração dos grãos com contornos de alto ângulo.

Padilha e Siciliano [32] reportam que os mecanismos de rearranjo de discordâncias de modo a formar uma região livre de defeitos associados a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e, portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada, são definidos como nucleação da recristalização. Os núcleos são originados a partir de contornos de alto ângulo pré-existentes ou por meio do coalescimento de subgrãos. A nucleação na recristalização ocorre em sítios preferenciais, regiões de alta energia armazenada e com gradientes de orientação na microestrutura, ocorrendo normalmente em contornos de grão, regiões ao redor de partículas e nas heterogeneidades de deformação [33].

No crescimento do contorno a partir do núcleo, as discordâncias são aniquiladas na região varrida pelo contorno. Para isso é necessário que o contorno móvel seja um contorno de alto ângulo, de maneira que tenha um alto grau de desorientação para acomodar as discordâncias [61]. Após a recristalização, a microestrutura é composta por novos grãos, com tamanho e forma completamente diferentes do estado deformado [62].

O processo de recristalização em metais e ligas que foram deformados plasticamente é de grande importância por duas razões. A primeira é o amolecimento e a restauração da ductilidade do material previamente endurecido devido a deformação em baixas temperaturas e a segunda é capacidade de controlar a estrutura granular final da amostra. [62] As transformações na microestrutura que ocorrem na recristalização podem ser medidas com o auxílio da metalografia quantitativa, porém também é possível acompanhar o progresso da recristalização por meio da medição de várias propriedades [33].

De acordo com o estudo de Storjéva [18], um aço perlítico submetido a elevada taxa de deformação, quando é recozido, o fenômeno da recuperação é dominante, consumindo

maior parte da energia armazenada sob a forma de defeitos, reduzindo desta forma o potencial para nucleação e crescimento de novos grãos. Diversos fatores podem ser atribuídos para a inibição da recristalização, entretanto todos eles estão diretamente relacionados com a taxa de deformação. A estrutura “curling” está associada com a formação da textura <110> durante a trefilação [41], essa textura intensa das fibras reduz a força motriz para a recristalização e diminui a mobilidade dos contornos de grão pela formação de contornos de grão de baixo ângulo [11,42]. Em adição, durante a trefilação ocorre à fragmentação das lamelas de cementita, formando pequenas partículas dispersas na microestrutura, essas partículas criam uma elevada força de arraste para a migração dos contornos de alto ângulo [18]. Outro fator a ser considerado é apresentado por Li [8] e seus colaboradores, de acordo com este estudo a segregação do carbono nos contornos de grão/subgrão reduz sua energia, dificultando desta forma a migração desses contornos.

4.3.2.1. Cinética de Recristalização

Um metal quando deformado plasticamente apresenta um aumento na sua energia livre. Esta energia é armazenada na forma de defeitos e quando o material é aquecido a temperaturas específicas esta energia é liberada através de três processos principais: recuperação, recristalização e crescimento de grão [62,63]. O processo de recristalização de metais deformados é de extrema importância no processamento de ligas metálicas pois restaura as propriedades do material tais como ductilidade e dureza durante uma deformação a quente e controla a estrutura de grão do produto final [62].

Os experimentos envolvendo a recristalização dos metais são complicados de serem realizados, analisados e interpretados por diversas razões, tais como: resolução espacial limitada, competição entre vários processos simultaneamente, a restauração de dados necessários para acessar as propriedades estudadas, entre outros [64]. Neste sentido, a modelagem e a simulação são ferramentas importantes, pois permitem criar cenários simplificados e dar acesso completo ao pesquisador a todo o processo estudado.

No trabalho experimental para coleta de dados, as amostras são analisadas microscopicamente em seções planas através de todo o volume da amostra. Parâmetros estatísticos microestruturais são estimados nos planos usando princípios estereológicos. Quando uma série de amostras é estudada variando os tempos de reação, esses parâmetros podem ser usados para caracterizar o processo de cinética de transformação. Esses parâmetros permitem ainda, criar modelos analíticos para o caminho microestrutural do processo de recristalização, que se desenvolve em termos das taxas de nucleação e crescimento [65].

Usualmente os parâmetros mais calculados experimentalmente são a fração volumétrica recristalizada (V_v) e a quantidade de área interfacial entre material recristalizado e não recristalizado por unidade de volume (S_v) [66].

Modelos geométricos e de cinética são empregados para encontrar o tempo de nucleação, a distribuição espacial de núcleos recristalizados e a taxa de migração das interfaces [63]. A teoria fenomenológica de Johnson e Mehl, Avrami e Kolmogorov, comumente denominada modelo JMAK, é muito empregada no modelamento analítico da recristalização [66]. O modelo JMAK fornece várias expressões para a fração volumétrica recristalizada em função do tempo para diferentes taxas de nucleação. Ele assume uma distribuição randômica da nucleação e uma velocidade constante das interfaces, sendo assim necessário medir somente a fração volumétrica dos grãos recristalizados [63]. A fração volumétrica recristalizada ' S_v ' é expressa em função do tempo de recozimento do material deformado.

$$V_v = 1 - \exp[-kt^n] \quad (1)$$

Onde ' k ' é o expoente de Avrami, ' t ' é o tempo de recozimento e ' n ' é uma constante que pode variar de acordo com a dimensão do sistema analisado conforme a Tabela 2. A Equação 1 é frequentemente denominada de equação generalizada de JMAK.

Tabela 2: Valores da constante 'n' em função da dimensão do sistema analisado e do tipo de nucleação [14].

Dimensão da análise	Saturação dos sítios	Nucleação constante
3D	$n = 3$	$n = 4$
2D	$n = 2$	$n = 3$
1D	$n = 1$	$n = 2$

Modelos de recristalização como o JMAK tipicamente assumem um comportamento idealizado de nucleação e crescimento, entretanto sabe-se que os grãos recristalizados podem frequentemente apresentar padrões heterogêneos de crescimento. Um dos principais objetivos do modelamento da recristalização é compreender quais as causas do crescimento heterogêneo e o que influencia nas heterogeneidades observadas durante a recristalização [64].

Neste contexto, diversos pesquisadores propuseram ajustes no modelo JMAK de forma a estendê-lo para casos mais complexos. O caminho microestrutural proposto por

DeHoff [67] é um conceito importante para analisar a cinética de recristalização. Ele propôs que a recristalização segue o caminho no espaço $S_v \times V_v$ [47]. De maneira sucinta, a análise do caminho microestrutural é uma abordagem que utiliza vários parâmetros microestruturais junto com S_v para possibilitar que os pesquisadores estimem as características de nucleação e determinem as taxas médias globais de crescimento durante a recristalização. Para que a abordagem de caminho microestrutural seja bem sucedida é imprescindível o desenvolvimento de modelos apropriados e precisos de nucleação e crescimento [66]. O método do caminho microestrutural tem sido sucessivamente melhorado e intensamente empregado por diversos pesquisadores como Vandermeer e seus colaboradores.

A grandeza S_{VE} (fração de superfícies por unidade de volume estendida) pode ser calculada com auxílio da Equação 2:

$$S_{VE} = Bt^m \quad (2)$$

Onde “B” e “m” são constantes da equação e “t” é o tempo de recozimento. A fração de superfícies por unidade de volume estendida pode ser calculada em função da fração de superfícies por unidade de volume real, assim como a fração de grãos recristalizados por unidade de volume. Desta forma, DeHoff [67], sugeriu a relação da área superficial recristalizada por unidade de volume (S_v) em função do tempo com a seguinte equação:

$$S_v = (1 - \exp(-Kt^n))Bt^m \quad (3)$$

Vandermeer [66] a partir dos conceitos de DeHoff [67], propôs um novo método de se relacionar a fração volumétrica real com a fração de superfícies por unidade de volume, que pode ser descrito pela Equação 4:

$$S_v = C (1 - V_v)^q \quad (4)$$

Onde “C” é uma constante referente ao fator geométrico de crescimento e “q” é uma constante utilizada para descrever o tipo de nucleação, sendo 2/3 para saturação de sítios e 4/3 para nucleação constante.

Tendo como base essas metodologias, adaptações foram feitas de acordo com as características microestruturais de cada material. Desta forma, diversos novos modelos foram criados levando em consideração não só as peculiaridades do material, mas também o tipo de processamento a que ele foi submetido. Neste contexto, Kuziak [15] também baseado no modelo JMAK desenvolveu uma equação para aços eutetóides, com tempo para se completar 50% da recristalização.

$$t_{0.5x} = 2.4 \times 10^{-8} \varepsilon^p \varepsilon_i^{-0.29} D^{-0.2} \exp(160420/RT) \quad (5)$$

Onde ‘ ε ’ é a deformação, ‘ ε_i ’ é a taxa de deformação, ‘D’ é o tamanho de grão, ‘R’ é a constante dos gases, ‘T’ a temperatura absoluta e por fim, ‘p’ pode ser descrito seguindo a relação:

$$p = -1.006 D^{0.22} \quad (6)$$

4.4. TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

Em um agregado policristalino, cada grão possui uma orientação cristalográfica distinta dos demais grãos vizinhos. Analisando todos os grãos de maneira geral, eles podem apresentar orientações que não formam um padrão, ou seja, distribuídas de forma aleatória ou podem estar concentradas em uma ou mais orientação particular [32]. No caso onde o agregado policristalino possui essa tendência de aglomeração segundo uma orientação, dizemos que o material apresenta orientação preferencial ou textura.

Os materiais policristalinos raramente apresentam orientação cristalina com distribuição randômica, a orientação preferencial ocorre de maneira natural ou são produzidas [69]. A formação das orientações preferenciais ocorre primeiramente durante a solidificação do material e subsequente processamento termomecânico [68]. A textura pode-se desenvolver durante uma ou mais etapas de processamento ao qual o material é submetido, tais como: fundição, conformação e recozimento [32].

Segundo Padilha [32], durante o processo de conformação a deformação plástica ocorre através de deslizamentos de planos cristalinos, que gera rotação do reticulado cristalino. Essa rotação ocorre por meio de deslizamentos de planos ou maclação para orientações mais favoráveis. Desta forma, há a formação da textura de deformação, ela depende, principalmente, da orientação inicial dos grãos antes da deformação, do tipo de conformação e da temperatura durante a deformação [32,33]. Quando o material deformado é submetido a um recozimento, diversas alterações podem ocorrer na textura. Em temperaturas menores, onde apenas o processo de recuperação é predominante, pouco ou nenhuma alteração na orientação preferencial é observada. Já quando a temperatura e o tempo de recozimento são maiores, a recristalização gera uma nova textura, denominada de textura de recristalização. Durante o subsequente crescimento normal dos grãos, poucas mudanças podem ser notadas na textura [32].

O conhecimento da textura ou orientação preferencial dos grãos é fundamental para a caracterização microestrutural e a antecipação das propriedades físicas de um dado material [69]. Para definir a cristalografia completa deve-se conhecer não apenas a orientação preferencial de um grão, mas também a variação de orientação dentro dos grãos e a natureza das interfaces. Desta forma é possível compreender a anisotropia e heterogeneidade das propriedades atribuídas ao material e prever o seu comportamento frente os diversos processamentos [32,68,70]. Diversas propriedades de materiais estão relacionadas a uma textura específica, essa influência da textura nas propriedades dos materiais, em alguns casos, pode ser de 20 a 50% do valor da propriedade em questão. Alguns exemplos de propriedades que dependem da textura são: resistência, ductilidade, tenacidade, condutividade elétrica e expansão térmica [68].

A textura pode ser subdividida em três categorias. A macrotextura representa as orientações preferenciais na amostra de maneira geral, ela é quantificada pela textura média determinada a partir de vários grãos sem referência de localização individual [68,71]. A microtextura compila inúmeros grãos individuais, coletando informações da orientação de cada um, o modo como eles estão distribuídos no material, ou seja, a microtextura é a estatística de orientação de uma população de grãos individuais com localização espacial dos grãos definida [68]. Por fim, a mesotextura representa a diferença de orientação entre grãos vizinhos, ela fornece informações ainda sobre a distribuição da geometria dos contornos de grão [68]. A Figura 2 apresenta esquematicamente as relações entre macrotextura, microtextura e mesotextura [72].

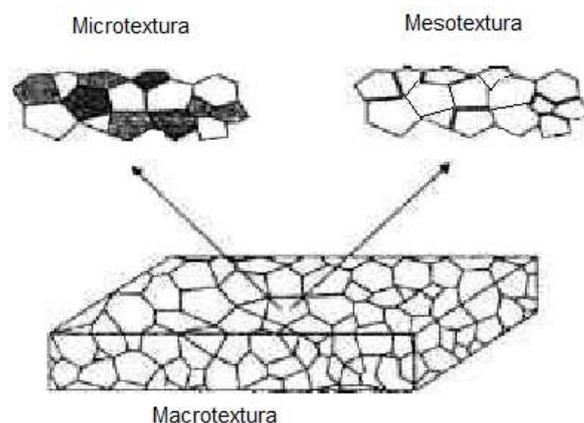


Figura 2: Ilustração esquemática entre macrotextura, microtextura e mesotextura. Adaptado de [72].

Existem diversos métodos para determinar a textura cristalográfica de um material. A técnica mais tradicional é a difração de raios-X, onde milhares de cristais são iluminados

simultaneamente, fornecendo uma medida volumétrica da quantidade de grãos na condição de Bragg para cada posição no espaço de orientação da amostra [69]. Esta técnica, no entanto, fornece uma média entre milhares de grãos, não especificando a forma como estes estão distribuídos ao longo do material. A microscopia eletrônica de transmissão (MET) também é empregada para medir a textura do material, ela por sua vez, permite determinar a orientação de um grão em particular. Esta técnica possui excelente resolução espacial que possibilita à análise da textura de forma intragranular, entretanto, como a resolução e a ampliação são elevadas, a região que pode ser analisada por esta técnica é reduzida, de ordem de alguns microns [73].

Na década de 80 uma técnica mais funcional foi desenvolvida, a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) é acoplada a um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Os aspectos mais relevantes desse conjunto é a capacidade de ter um desempenho rápido, análise automática de difração para gerar dados cristalográficos, imagens com resolução espacial em escala nanométrica, e por fim, a capacidade de análise em uma região considerável da amostra [68]. Todas estas características tornam a técnica de EBSD a mais apropriada atualmente para determinação da textura cristalográfica de um material.

Com relação ao método mais apropriado para se medir as três subdivisões da textura, observa-se que não há um padrão bem estabelecido. A macrotextura em geral, é avaliada por meio da difração de raios-X. A técnica de microscopia eletrônica de transmissão, devido a sua alta resolução e a capacidade de analisar apenas uma área reduzida, é frequentemente empregada para definir a microtextura. Por sua vez, a técnica de EBSD, possui resolução espacial compatível com o tamanho do grão, permitindo determinar tanto a microtextura quanto a mesotextura. Entretanto, Rangle e Engler [68], expõem a possibilidade de analisar a macrotextura a partir dos dados de microtextura sob condições específicas.

4.4.1. Textura de Deformação

Durante o processo de deformação plástica, usualmente ocorre a rotação e a formação de defeitos cristalinos, que são responsáveis por alterações significativas na microestrutura e na textura do material deformado [74]. Na conformação dos materiais, a deformação plástica ocorre principalmente por sistemas de deslizamentos de planos cristalinos específicos. Durante este processo, o reticulado cristalino sofre rotação por meio de dois mecanismos: escorregamento e maclação. Através destes mecanismos, orientações mais favoráveis irão estabelecer a textura de deformação [32].

Atualmente, muitas pesquisas tem se concentrado na evolução da textura durante o processo de deformação, esse fato se justifica devido as seguintes razões: a textura de deformação afeta substancialmente as propriedades do material deformado, o comportamento do material durante a recuperação e recristalização está intimamente relacionado com a textura de deformação, e por fim, os mecanismos de deformação podem ser analisados através da textura de deformação [74].

A intensidade da textura de deformação e o balanceamento entre os diversos componentes da textura irão depender primordialmente da textura do material de partida, mas também da combinação de outros fatores. Dentre esses fatores, pode-se destacar o nível de deformação. Segundo Humphreys e Hatherly [33], a intensidade da textura de deformação aumenta a medida que o nível de deformação cresce, de modo que os grãos vão se alinhando de acordo com as características de plasticidade cristalográfica. Resultados similares foram encontrados em [74, 75, 76]. Além do nível de deformação, outros fatores como tipo de processamento, atrito, temperatura, tamanho do grão, banda de cisalhamento, EDE, entre outros, contribuem para a formação da textura do material deformado [33].

Metais com estrutura CCC podem apresentar diversas texturas de deformação dependendo de fatores como: a geometria do processo de conformação, sistemas de deslizamentos preferenciais, a quantidade de maclas de deformação, a fração do material recristalizada e o tipo de metal [78,79]. A textura de deformação dos metais e ligas com estrutura CCC é geralmente descrita pela intensidade de duas fibras denominadas de direção de laminação (DL ou α) (DL//<110>) e direção normal (DN ou γ) (DN//<111>) [77]. A Tabela 3 apresenta as fibras de textura com os respectivos eixos e as componentes para os metais e ligas com estrutura CCC.

Tabela 3: Fibras características para os metais e ligas com estrutura CCC. Adaptado de [68].

Fibra	Eixo da fibra	Componentes
A	<001> DL	{001}<110>, {112}<110>, {111}<110>
γ	<111> DN	{111}<110>, {111}<112>
η	<001> DL	{001}<100>, {011}<100>
ε	<110> DT	{001}<110>, {112}<111>, {4 4 11}<11 11 8>, {111}<112>, {11 11 8}<4 4 11>, {011}<100>
ζ	<110> DN	{110}<112>, {110}<110>

Lee e seus colaboradores [78] avaliaram o comportamento da textura em metais com estrutura CCC quando forjadas por compressão axial e comprovaram o que já era esperado pela literatura, que as componentes de textura $\langle 111 \rangle$ e $\langle 100 \rangle$ ficam mais difusas com o aumento da taxa de deformação. De acordo com o trabalho de Zaid e Bhattacharjee [77] um aço inoxidável austenítico quando deformado por laminação transversal a fase austenítica apresenta predominantemente a componente Brass $\{011\} \langle 3\bar{2}2 \rangle$, enquanto que a ferrita ao longo do processamento desenvolve a componente fibra DL $\{001\} \langle 110 \rangle$ com elevada intensidade. Ainda sobre textura de deformação em metais com estrutura CCC, um aço IF laminado a frio, apresenta na banda vertical uma textura de fibra $\langle 110 \rangle // DL$ com orientação $(001)[\bar{1}10]$ enquanto que na banda horizontal a fibra $\langle 111 \rangle // DN$ é predominante [68]. Neste sentido, é possível concluir que a textura de deformação em metais com estrutura CCC está intimamente relacionada com o tipo de material e o processamento ao qual ele é submetido. Para materiais cujo processamento ocorre através de trefilação, como fios, barras e arames, por exemplo, as componentes são representadas pelas direções $\langle 100 \rangle$ paralelas à direção axial (DA) do fio. Estas direções são normais de planos $\{hkl\}$ situados na seção reta do fio. [32]. A Figura 3 apresenta o desenho esquemático com o eixo da fibra e o arranjo dos grãos no interior dos fios.

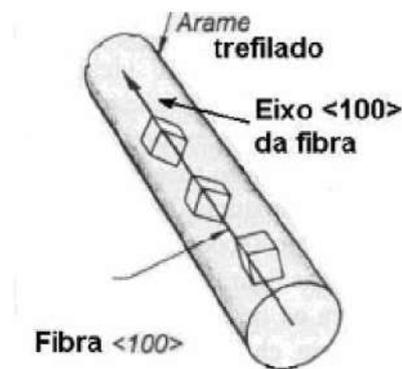


Figura 3: Ilustração esquemática da textura de fibra $\{hkl\} \langle 100 \rangle$ em fio. Adaptado de [32].

Para aços com alto teor de carbono, submetidos a deformação por trefilação, a literatura aponta como esperado a formação da textura $\langle 110 \rangle$ na fase ferrita [42]. No estudo de Willemse [80] com um aço carbono com 0,7%p C submetido a trefilação, ele constatou a influência da energia armazenada com a formação da textura de deformação e observou também a formação de uma componente de textura cilíndrica $(001)[\bar{1}10]$ na superfície dos fios trefilados. Outros trabalhos apontam ainda que os fios de aço perlítico apresentam uma

textura $\langle 110 \rangle$ com baixa intensidade e a medida que o grau de deformação por trefilação aumenta, essa orientação se intensifica e se torna dominante no material até um grau de deformação próximo a 2.0, quando a textura $\langle 110 \rangle$ se torna saturada [76,81].

A formação da textura de deformação em aços perlíticos deformados por trefilação está intimamente relacionada com os mecanismos de deformação particulares apresentados por esses aços. Diversos estudos tem demonstrado que os grãos de ferrita tendem a rotacionar na direção de trefilação, assim como as lamelas de cementita, formando assim, a fibra $\langle 110 \rangle$ paralela a direção axial do fio [43]. Durante esse processo, o dobramento das colônias de perlita através do movimento das discordâncias nos sistemas de escorregamento $(110)\langle 111 \rangle$, $(112)\langle 111 \rangle$ e $(123)\langle 111 \rangle$ resulta em uma deformação não assimétrica [82]. A saturação da fibra $\langle 110 \rangle$ em taxas elevadas de deformação é atribuída a presença da cementita. A cementita é uma fase dura e suporta pouca deformação, ela sofre o dobramento durante a trefilação até certos níveis de deformação, com taxas maiores ela se fragmenta e se dissocia, afetando assim a rotação da ferrita, por isso a intensidade fibra $\langle 110 \rangle$ encontrada na fase ferrita estabiliza em determinadas taxas de deformação [43].

4.4.2. Textura de Recristalização

O desenvolvimento da textura de recristalização tem sido objeto de intenso estudo nos últimos anos como mostra os trabalhos de Lee [83], Sakai [19] e Herrera [20]. Para compreender os mecanismos que envolvem a formação da textura de recristalização, deve-se considerar alguns fatores como: o crescimento do grão, o montante da deformação, a composição e a textura do material antes da recristalização [33]. O crescimento dos grãos deve ser avaliado durante o desenvolvimento da textura de recristalização, pois mesmo após o fim da recristalização primária, os grãos continuam crescendo e influenciando na textura. O grau de deformação sofrida pelo material altera a quantidade de energia armazenada em cada direção cristalográfica, beneficiando a intensidade dessa direção durante a recristalização como pode ser observado nos estudos em [80]. Com relação a composição do material, sabe-se que a presença de impurezas como pequenas partículas podem afetar a mobilidade dos contornos de grão, causando assim, alterações na textura durante o recozimento [33].

Por fim, a textura do material antes do recozimento também pode exercer influência na textura de recristalização. Segundo Matheus [84], a recristalização pode gerar orientações cristalográficas preferenciais completamente diferentes daquela gerada pela deformação. No entanto, pode levar a uma ausência de textura, ou seja, nenhuma orientação dominante ou o

desenvolvimento de componentes extremamente intensas. E por fim, uma quarta possibilidade também pode ocorrer, a recristalização pode simplesmente não alterar a textura de deformação. Existem duas teorias principais para a interpretação da formação da textura de recristalização a partir da textura de deformação. Elas se baseiam na teoria da nucleação orientada, onde a ativação preferencial de um núcleo determina a textura de recristalização, enquanto que na teoria do crescimento orientado, o crescimento de grãos ocorre preferencialmente em relação a matriz deformada entre núcleos distribuídos de maneira aleatória [83].

Os metais com estrutura CCC, em comparação aos metais de estrutura CFC, apresentam uma variação limitada de texturas de recristalização. Tem sido reportado na literatura, que a textura apresentada por materiais com estrutura CCC após a recristalização consiste nas fibras α e γ com variações apenas na intensidade de cada uma delas [68]. No trabalho de Emren e seus colaboradores [85] com um aço IF, a orientação de recristalização podia ser descrita em função das fibras α e γ , assim como o material deformado, entretanto grande parte da fibra α foi eliminada durante a recristalização, especialmente na faixa de $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ a $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$, enquanto que a fibra γ permaneceu relativamente inalterada.

Para os aços perlíticos deformados por trefilação, as pesquisas e trabalhos sobre textura cristalográfica tem se concentrado apenas na evolução da textura de deformação ao longo dos passes. Esse comportamento pode ser explicado pelo interesse comercial desse material devido à sua elevada resistência. Desta forma, a literatura é deficitária de estudos sobre a textura de recristalização desses aços. Em um dos poucos trabalhos realizados nessa área, Willemse [80] submeteu um aço perlítico a deformação por trefilação e observou a componente de textura circular $(001) [\bar{1}\bar{1}0]$. Quando o material deformado foi recozido, durante a recristalização a componente $(110) [\bar{1}\bar{1}0]$ se desenvolveu e componente de textura circular $(001) [\bar{1}\bar{1}0]$ se manteve, porém com menor intensidade. Assim como nos outros materiais com estrutura CCC, há apenas alterações de intensidade das componentes na transição da textura de deformação para a textura de recristalização.

5. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1. O MATERIAL

As amostras que foram utilizadas neste trabalho são provenientes de um material comercial fornecido por uma empresa. As amostras são do aço SAE 1070 sob a forma de fios com espessura que variam de 5,50 a 1,55 mm com tamanho aproximado de 25 cm de comprimento. As amostras foram divididas em 2 grupos: material de partida e material trefilado. O material de partida são fios com 5,50 mm de diâmetro que foram produzidos por meio de laminação á quente com resfriamento contínuo não possuindo acabamento por usinagem ou deformação a frio. As amostras do material trefilado foram fornecidas segundo as características apresentadas no item 5.2.1.1. A composição química do fio encontra-se na Tabela 4.

Tabela 4: Composição química do aço SAE 1070 (teores expressos em % em peso).

S	C	Mn	P	Si	Al	Cr	Cu	Ni	Mo	N
0,010	0,712	0,489	0,007	0,225	0,003	0,016	0,009	0,006	0,005	0,010

5.2. MÉTODOS

5.2.1. Processamento Termomecânico

5.2.1.1. Trefilação

As amostras utilizadas neste trabalho são provenientes de fios do aço SAE 1070 de espessuras de 5,50 mm que tiveram a carepa removida de forma mecânica e, em seguida, foram trefiladas em 12 passes para atingir o diâmetro de 1,55 mm. A máquina utilizada foi um modelo comercial OZ CAMS com 12 cabeças de trefilação por tiragem direta do fio, sem deslizamento. O fio foi trefilado com velocidades conforme a Tabela 5. No processo foram utilizadas feiras de carboneto de tungstênio. Para a lubrificação do material foi utilizado o sabão Vicafil Sumac 2 (Estearato de Sódio) a seco numa caixa de passagem.

Tabela 5: Velocidade, Percentual de Redução e Taxa de Deformação Verdadeira após cada passe de trefilação.

Passe de Redução	Velocidade (m/mim)	Taxa de Redução Média do Diâmetro do Fio (%)	Taxa de Deformação Verdadeira	Taxa de Deformação Verdadeira Acumulada
1°	98	15,4	0,16	0,16
2°	122	18,4	0,20	0,36
3°	154	20,3	0,23	0,59
4°	198	21,3	0,24	0,83
5°	254	20,9	0,23	1,06
6°	318	21,1	0,24	1,30
7°	394	20,5	0,23	1,53
8°	484	20,1	0,22	1,75
9°	579	19,2	0,21	1,96
10°	691	18,6	0,20	2,17
11°	808	17,5	0,19	2,36
12°	900	14,9	0,16	2,52

5.2.1.2. Recozimento

As amostras do aço SAE 1070 foram recozidas nas temperaturas de 400°C, 500°C, 600°C e 700 °C durante os seguintes tempos: 5, 10, 15, 20, 25 e 30 min em forno tubular sem controle de atmosfera. Estas condições foram escolhidas com o objetivo de avaliar a cinética de recristalização logo nos primeiros estágios e observar a influência do tempo e da temperatura durante o recozimento.

5.2.2. Caracterização Microestrutural

5.2.2.1. Preparação Metalográfica

A preparação das amostras para a observação da microestrutura foi realizada no Laboratório de Caracterização Microestrutural e no Laboratório de Mecânica da Escola de Engenharia Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense (EEIMVR/UFF).

As amostras foram cortadas e embutidas em resina fenólica. Em seguida passaram pela etapa de lixamento com as lixas de carbetto de silício (SiC) 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200. O polimento foi realizado com pasta de diamante com granulometria de 6, 3 e 1 µm nos panos Top, Ram e Supra do fabricante Arotec respectivamente. Para o polimento final a solução de

Sílica Coloidal diluída em água foi utilizada. A microestrutura foi revelada através do ataque químico feito com a solução de Nital 1%.

5.2.2.2. *Microscopia Óptica com Luz Polarizada*

A microestrutura das amostras foi observada com auxílio de um Microscópio Óptico com Luz Polarizada Eclipse LV 150 da Nikon disponível no Laboratório de Microscopia e Preparação de Amostras Metalográficas EEIMVR/UFF. Foram feitas 20 imagens para cada amostra ao longo de toda a sua extensão com aumento de 1000 vezes.

5.2.2.3. *Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)*

A microestrutura das amostras foi observada com auxílio de um Microscópio Eletrônico de Varredura EVO MA10 da Zeiss com filamento LaB6 disponível no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da EEIMVR/UFF. O microscópio foi operado no modo de elétrons retroespalhados e elétrons secundários, com tensão de aceleração do feixe de elétrons variando de 10-20 kV .

5.2.2.4. *Microscopia de Força Atômica (MFA)*

A microestrutura da amostra foi observada com auxílio do Microscópio de Força Atômica EasyCan 2 Flex AFM disponível no Laboratório de Caracterização Microestrutural da Escola de Engenharia Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense (EEIMVR/UFF).

5.2.2.5. *Software ImageJ*

O software ImageJ foi empregado para binarizar as imagens obtidas com o Microscópio de Força Atômica e calcular o tamanho médio dos esferoides e o grau de esferoidização das amostras. Foram analisadas cinco imagens de cada amostra. A metodologia empregada foi a descrita no projeto PIBIX- PJ092 da Universidade Federal do Sergipe, onde a imagem deve ser convertida para 8bit, linearizada, binarizada e por fim analisada segundo os recursos disponíveis no software.

5.2.3 Caracterização da Textura

5.2.3.1 *Difração de Elétrons Retroespalhados – EBSD*

As análises de textura foram realizadas com o auxílio da técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da EEIMVR/UFF, no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica da

UFRN e no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Centro de Pesquisa da CSN. Para a análise de EBSD, as amostras foram inclinadas a 70° em relação à base do microscópio. O microscópio foi operado com uma tensão de aceleração de 15 kV, *step size* de 0,3 µm, aumento de 10000 vezes, *spot size* de 600 e *work distance* de 20. As fases ferrita e cemetita foram selecionadas para serem identificadas. As informações geradas por essas varreduras foram integradas e processadas pelo *software* OIM 5.3 da EDAX, e posteriormente analisadas e interpretadas por meio de figuras de polo, função de distribuição de orientação, mapa de qualidade, mapa de orientação, mapa de fase, gráfico do tamanho de grão e fração dos contornos de alto e baixo ângulo.

5.2.4 Metalografia Quantitativa

Para ambos os modelos de cinética de recristalização foram realizadas avaliações estereológicas. Para o modelo JMAK, foi preciso calcular V_v - fração volumétrica recristalizada. Foi empregada a metodologia de DeHoff por meio da sobreposição de uma grade de 192 pontos sobre as 20 micrografias de cada amostra. A fração volumétrica foi calculada segundo a igualdade abaixo.

$$P_p = V_v \quad (5)$$

Onde P_p é a fração dos pontos contidas dentro das regiões recristalizadas. Essa fração é a divisão entre os pontos localizados em áreas recristalizadas e o total de pontos da grade, nesse caso, 192 pontos.

Já para o modelo do Caminho Microestrutural, foi preciso calcular S_v - área superficial por unidade de volume. Foram utilizadas as mesmas 20 micrografias do material, entretanto a contagem foi realizada por meio de uma grade que contem 10 linhas, 5 horizontais e 5 verticais. Em cada linha observou-se a quantidade de interseções ocorridas entre as regiões recristalizadas e recuperadas, essa quantidade de interseções é denominada de P_L . Com auxílio da relação da Equação 6 é possível calcular a área superficial recristalizada por unidade de volume.

$$S_v = \frac{P_L}{n^\circ \text{ de linhas} \times \text{comprimento da linha}} \quad (6)$$

O erro para cada medida experimental foi calculado a partir do desvio padrão das medidas. Foi empregado o erro absoluto, conforme indica a regra de quantificação de erro para medidas experimentais. O erro absoluto é diretamente proporcional ao dobro do desvio-padrão e inversamente proporcional a raiz do número de medidas realizadas, como apresenta a Equação 7.

$$\text{erro absoluto} = \frac{2\sigma}{\sqrt{n}} \quad (7)$$

Onde σ é o desvio padrão e n o número de medidas realizadas em uma mesma amostra.

5.2.5. Ensaios Mecânicos

5.2.5.1 Ensaio de Dureza Vickers

O ensaio mecânico de dureza de Vickers foi realizado a fim de determinar a energia armazenada, de maneira indireta, na seção transversal das amostras. Para o ensaio um microdurômetro da Shimadzu modelo HVM-2T instalado no LMME na EEIMVR/UFF foi utilizado nos testes e as impressões Vickers foram realizadas com carga de 0,3 Kgf durante 30 s.

5.2.5.2 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados com o objetivo de verificar o comportamento elastoplástico do material assim como alongamento em função da carga aplicada. Este ensaio foi realizado na máquina de ensaio eletromecânico EMIC com célula de carga de 1 ton disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEIMVR/UFF.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

6.1.1 Material de Partida

A Figura 4 apresenta a microestrutura do material na condição inicial.

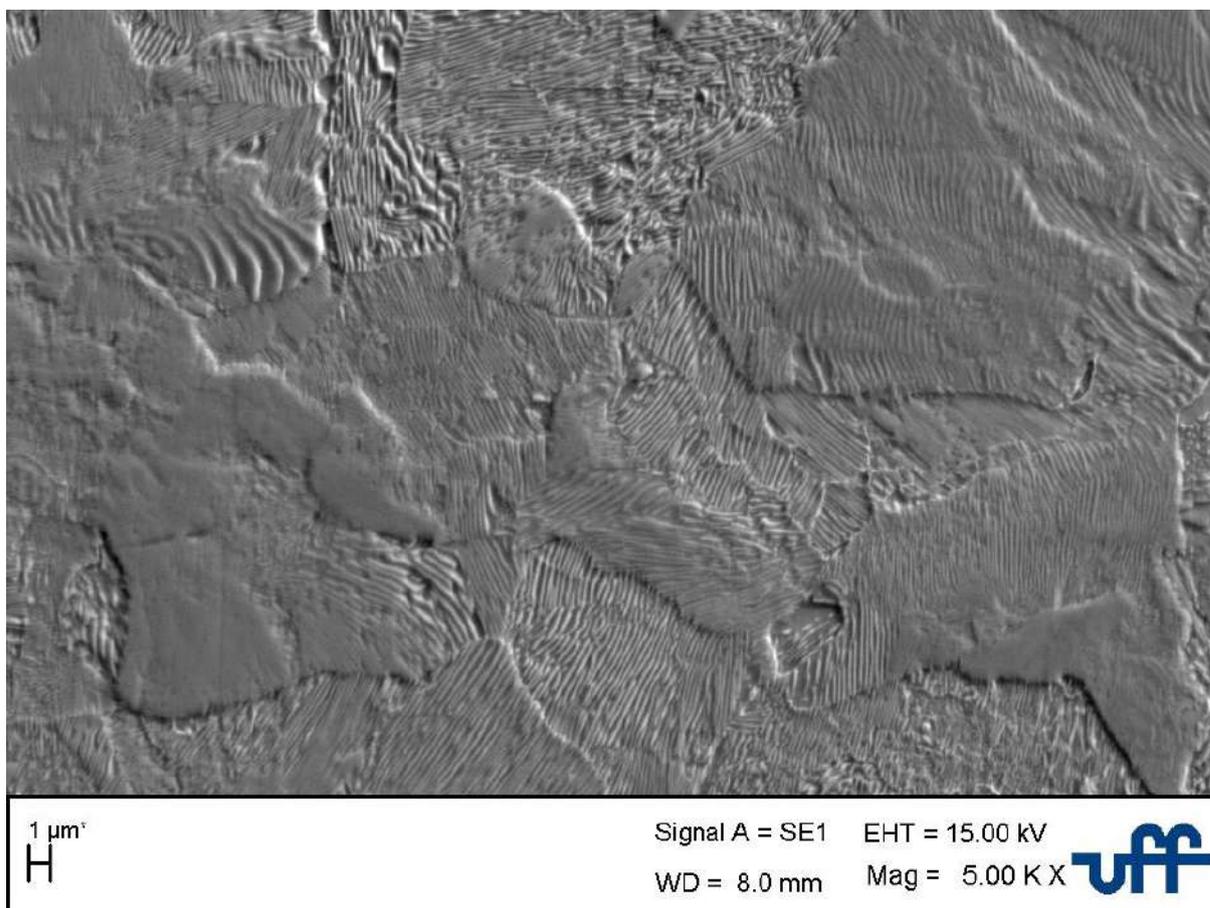


Figura 4: MEV. Seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial.

O material na condição inicial sob a forma de fios com diâmetro de 5,5 mm apresenta a microestrutura predominantemente perlítica com a presença de poucos grãos de ferrita pró-eutetóide de tamanho entre $1\mu\text{m}$ e $2\mu\text{m}$, uma vez que a concentração de carbono deste aço é bem próxima ao ponto eutetóide. Observa-se também que as colônias de lamelas possuem orientação e espessura distintas ao longo do material. O espaçamento interlamelar apresenta valor médio de $0,1745\mu\text{m}$ enquanto que a espessura média das lamelas de cementita é de $0,1151\mu\text{m}$. Essas características são compatíveis com o processo de laminação a quente ao qual o material foi submetido.

6.1.2 Material Deformado

A Figura 5 apresenta a microestrutura do material deformado.

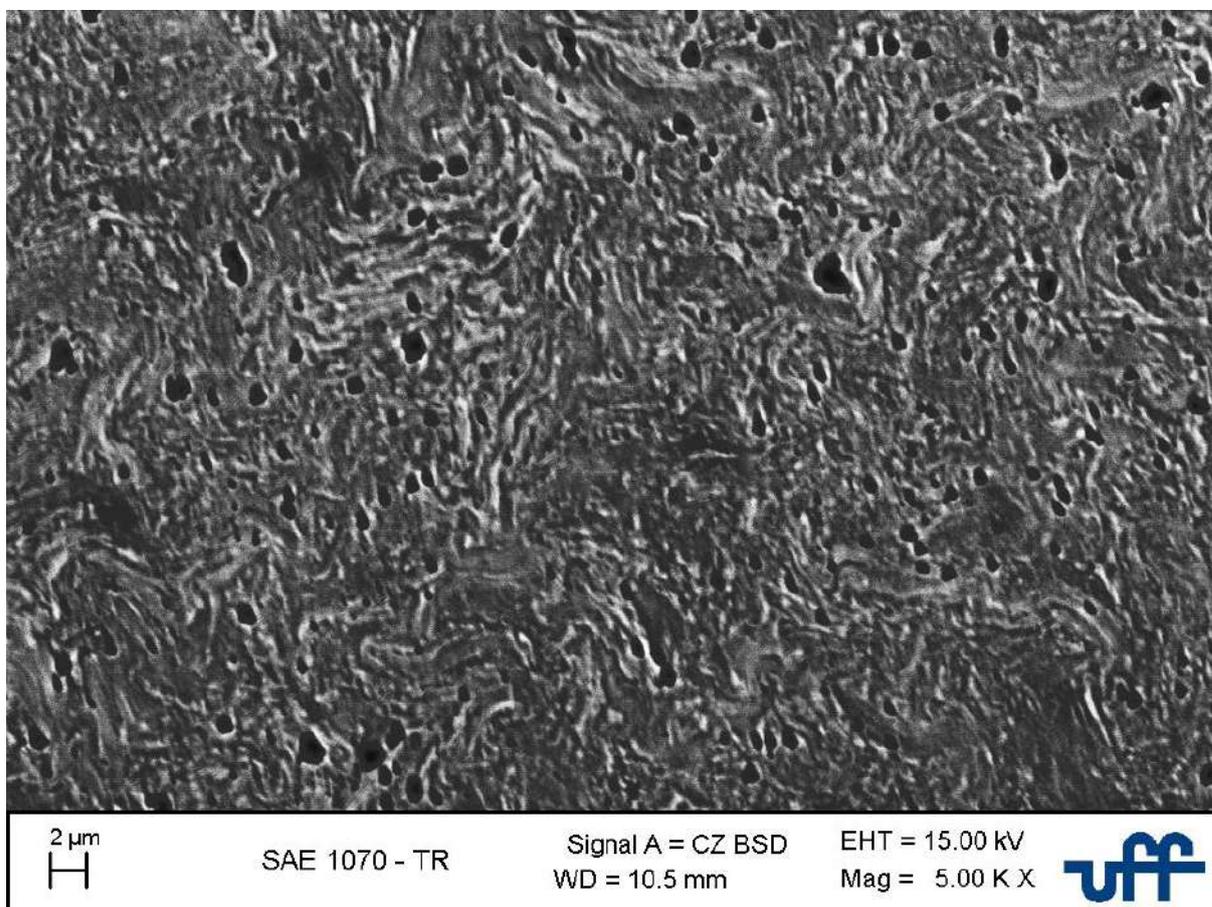


Figura 5: MEV. Seção transversal do aço SAE 1070 deformado a frio com deformação acumulada de 2,52.

A microestrutura do material deformado é caracterizada pela presença de uma estrutura denominada “*curling*”. Essa estrutura é típica de aços perlíticos submetidos a elevado grau de deformação via trefilação. Nessa estrutura as lamelas de ferrita apresentam espessura reduzida, dobradas e ou torcidas dependendo de sua posição com relação ao sentido de trefilação. Já as lamelas de cementita, por ser o constituinte duro e frágil da estrutura perlítica, a maior parte foi fragmentada, em virtude do grau de deformação.

6.1.3 Material Recozido a 400°C

A Figura 6 apresenta a microestrutura do material recozido a 400°C com intervalos de tempo de 5 até 30 min.

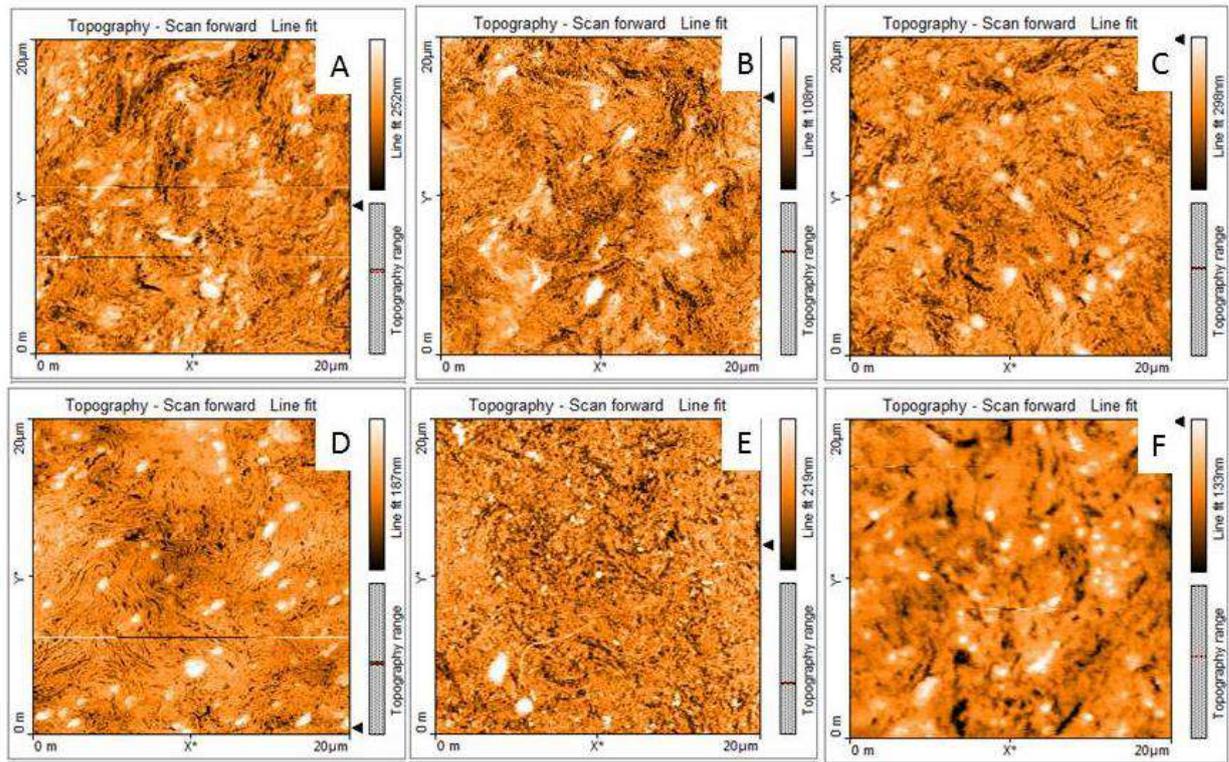


Figura 6: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 400°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .

É possível observar na Figura 6A que o recozimento a temperatura de 400°C mesmo com uma duração pequena é capaz de restaurar significativamente a estrutura do material. Entretanto, nas Figuras 6A e 6B, com recozimento de duração de 5 e 10 min respectivamente, ainda nota-se a presença de algumas regiões com aspecto de lamelas fragmentadas e torcidas. Com uma duração de 20 min, a microestrutura do material representada na Figura 6D é composta por lamelas de espessura bem reduzida, assim como na Figura 6E.

A espessura fina das lamelas é atribuída à baixa temperatura e ao pouco tempo de recozimento, que não foram suficientes para torna-las mais espessas. De acordo com Elwazri e seus colaboradores [86], o espaçamento interlamelar dos aços perlíticos está diretamente relacionado às condições do tratamento térmico, em seu estudo ele constatou que a espessura das lamelas aumenta gradativamente com o aumento da temperatura, a 550°C o espaçamento interlamelar foi de 0,11 μm e foi aumentando linearmente até 0,22 μm com a temperatura de 620°C. A temperatura e o tempo de recozimento são fatores críticos ao espaçamento interlamelar. O crescimento das lamelas ocorre através de difusão, logo, baixas temperaturas reduzem o potencial de difusividade e tratamentos térmicos curtos impedem que o processo se complete [87].

A Figura 7 apresenta as micrografias do material após recozimento a 400°C com as mesmas durações, obtidas no microscópio óptico de luz polarizada.

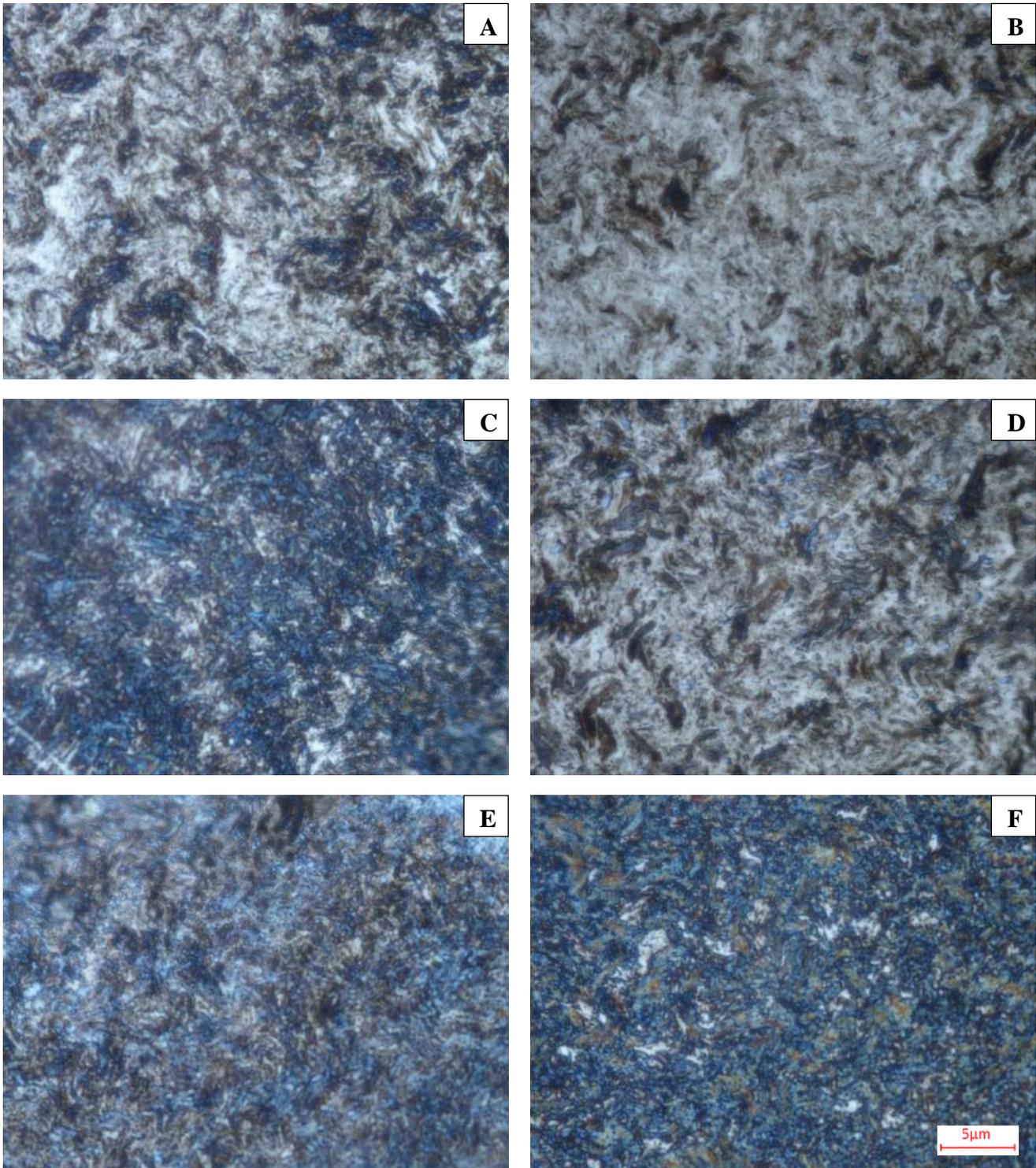


Figura 7: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 400°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min e (F) 30min.

As imagens permitem observar a evolução da recristalização e esferoidização ao longo do tratamento térmico. O recozimento do material deformado permite a ocorrência desses dois fenômenos de forma simultânea. Segundo Padilha [32], a recristalização é caracterizada pela formação de contornos de alto ângulo pela absorção de defeitos cristalinos e subsequente redução da área total de contornos do grão, ou seja, o crescimento do grão. Já o processo de esferoidização inicia com a fragmentação da cementita durante a deformação. Durante o tratamento térmico, as partículas e fragmentos de cementita dispersos no material tendem a um formato esférico com fator geométrico progressivamente próximo a 1 [88]. E por fim, assim como na recristalização, há o coalescimento da cementita globular e função do tempo e da temperatura de recozimento.

Apesar de algumas semelhanças, são dois processos distintos, e as regiões esferoidizadas não necessariamente representam regiões recristalizadas. Durante o recozimento, os fenômenos de recristalização e esferoidização destinam-se a fases diferentes da estrutura perlítica. A cementita fragmentada transforma-se em glóbulos enquanto que ferrita sofre gradualmente o processo de recristalização. Há ainda, devido à faixa de temperatura, a formação de novas colônias de perlita nos recozimentos de menor duração como mostra o estudo em [89]. A ocorrência desses dois fenômenos de forma simultânea no material dificulta a identificação das regiões recristalizadas uma vez que o aço carbono esferoidizado é caracterizado por partículas de cementita em formato circular dispersos em uma matriz ferrítica. Desta forma, se o grau de esferoidização for elevado, maior a densidade de partículas que poderão encobrir os grãos ferríticos.

Nas Figuras 7A, 7B e 7D ainda é possível observar características da estrutura deformada e verificar que o processo de esferoidização restringiu a poucas regiões na amostra. Observa-se ainda que os esferoides apresentam-se, na maioria dos casos, na tonalidade azul. Esse resultado era esperado devido ao pouco tempo de duração do recozimento, entretanto a Figura 7C apresenta um volume maior de partículas globulares comparado à Figura 7D de maior duração. Os fenômenos de esferoidização e recristalização ocorrem de maneira heterogênea ao longo da extensão da amostra, sendo mais acentuados nas extremidades. Por outro lado, mesmo com essa disparidade a amostra da Figura 7D apresentou esse mesmo comportamento ao longo de todo o material.

6.1.4 Material Recozido a 500°C

A Figura 8 apresenta a microestrutura do material recozido a 500°C com intervalos de tempo de 5 até 30 min.

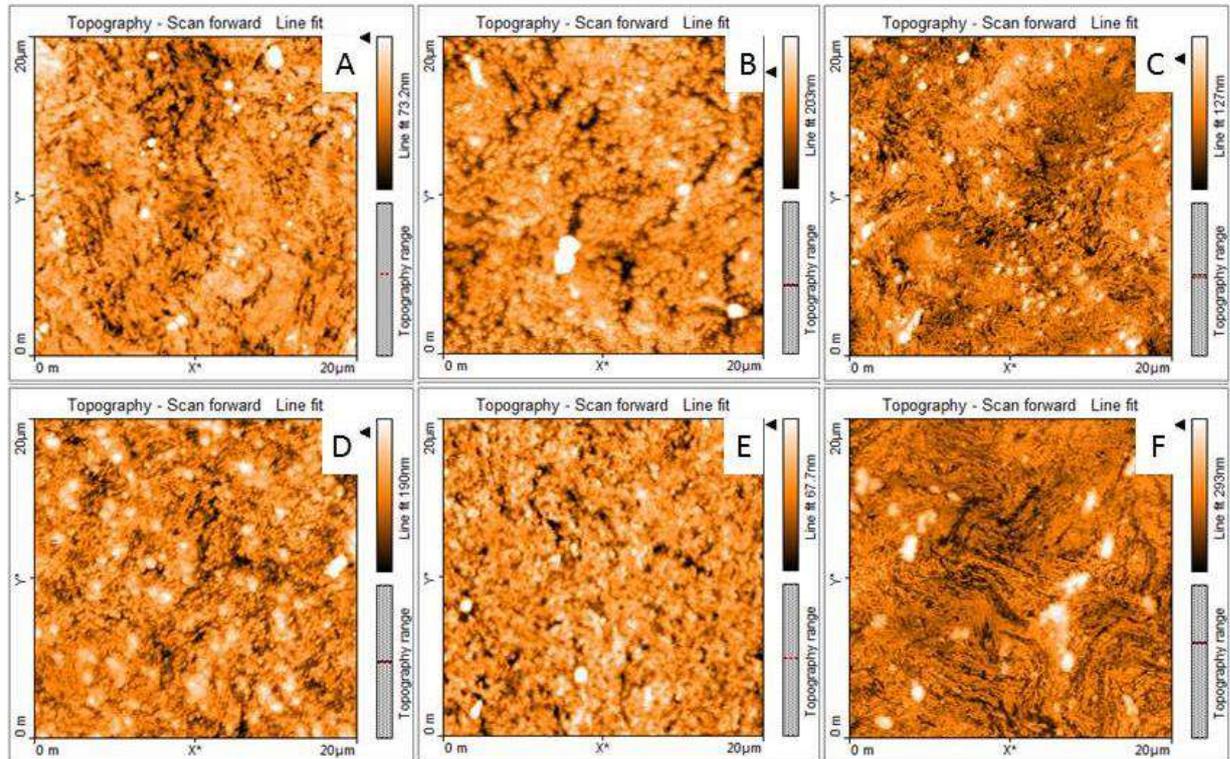


Figura 8: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 500°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .

A temperatura de 500°C é responsável por uma transição na microestrutura do material. A cementita, que antes apresentava na forma de lamelas, constituindo junto com a ferrita a estrutura perlítica, passa a ter a morfologia globular, sendo assim denominada de cementita esferoidizada. Durante essa faixa de temperatura é possível observar o início dessa alteração da microestrutura perlítica para uma microestrutura caracterizada por partículas esféricas de cementita dispersas em uma matriz ferrítica.

As Figuras 8B, 8D e 8E permitem observar a cementita já com caráter esférico enquanto as Figuras 8A, 8C e 8F o material é constituído por estrutura perlítica. Essa aleatoriedade na microestrutura do material durante os recozimentos de 500°C pode ser explicada devido ao fato do tratamento térmico não ser homogêneo ao longo de toda a espessura do material, principalmente para recozimentos com curta duração, como os empregados neste trabalho. Desta forma, a temperatura de 500°C, existe regiões do material que podem apresentar colônias de perlita, cementita esferoidizada e a transição entre elas.

A Figura 9 apresenta as micrografias do aço SAE1070 após recozimento a 500°C observadas através do microscópio óptico de luz polarizada.

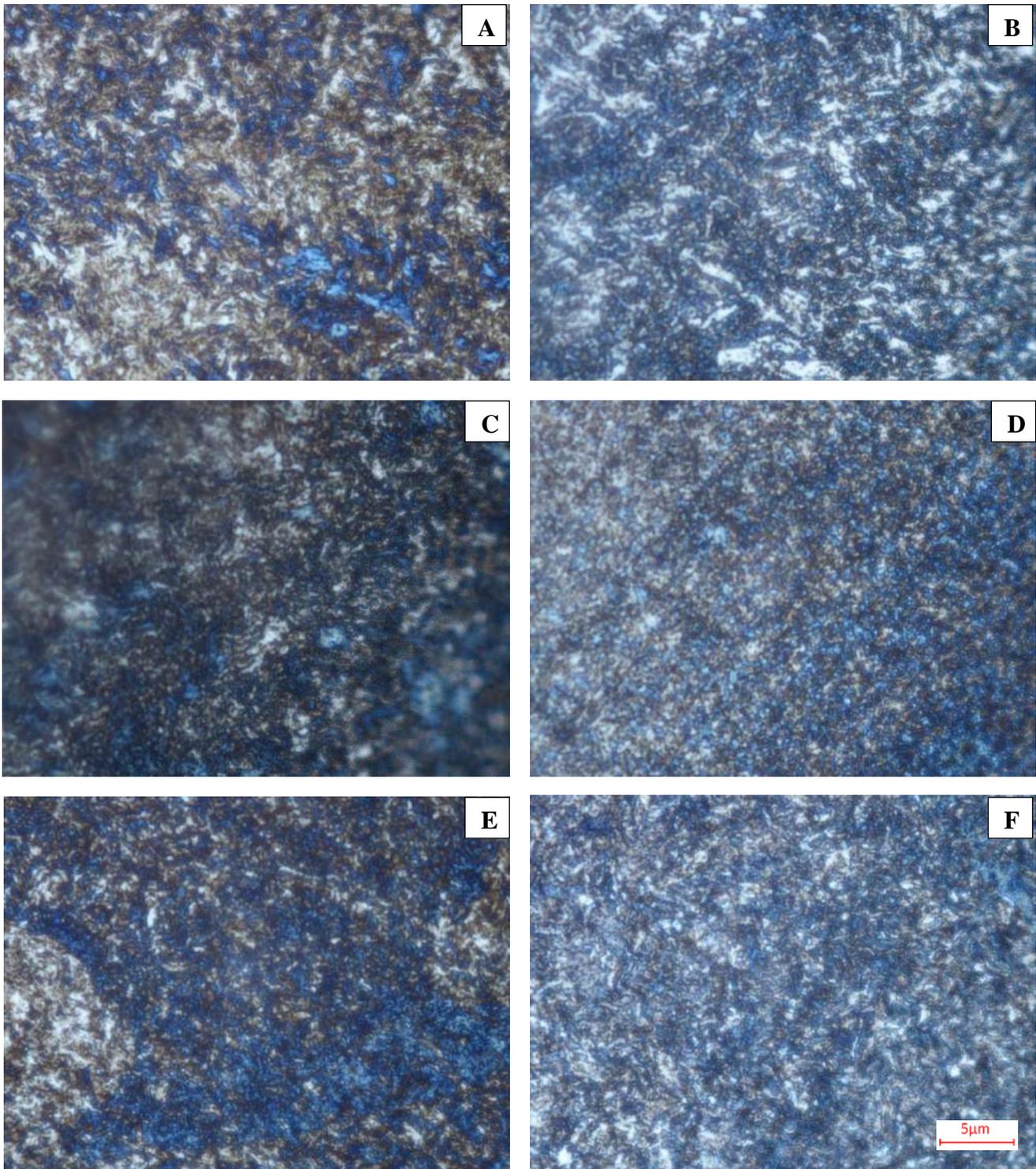


Figura 9: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 500°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min.

A Figura 9 permite observar a evolução dos fenômenos atuantes no material ao longo do tempo. Nota-se que a densidade de esferoides aumenta gradativamente apesar da pouca diferença entre as Figuras 9D, 9E e 9F. Ainda é possível inferir que a matriz ferrítica apresenta características distintas comparada à temperatura de 400°C. Não é possível mais verificar a presença da estrutura característica do material deformado, mesmo com a duração de 5 min, como observado na Figura 9A. Além disso, a matriz ferrítica apresenta com tonalidade mais branca, possivelmente, pois não há mais a formação de novas colônias de perlita a essa temperatura.

6.1.5 Material Recozido a 600°C

A Figura 10 apresenta a microestrutura do material recozido a 600°C com intervalos de tempo de 5 até 30 min.

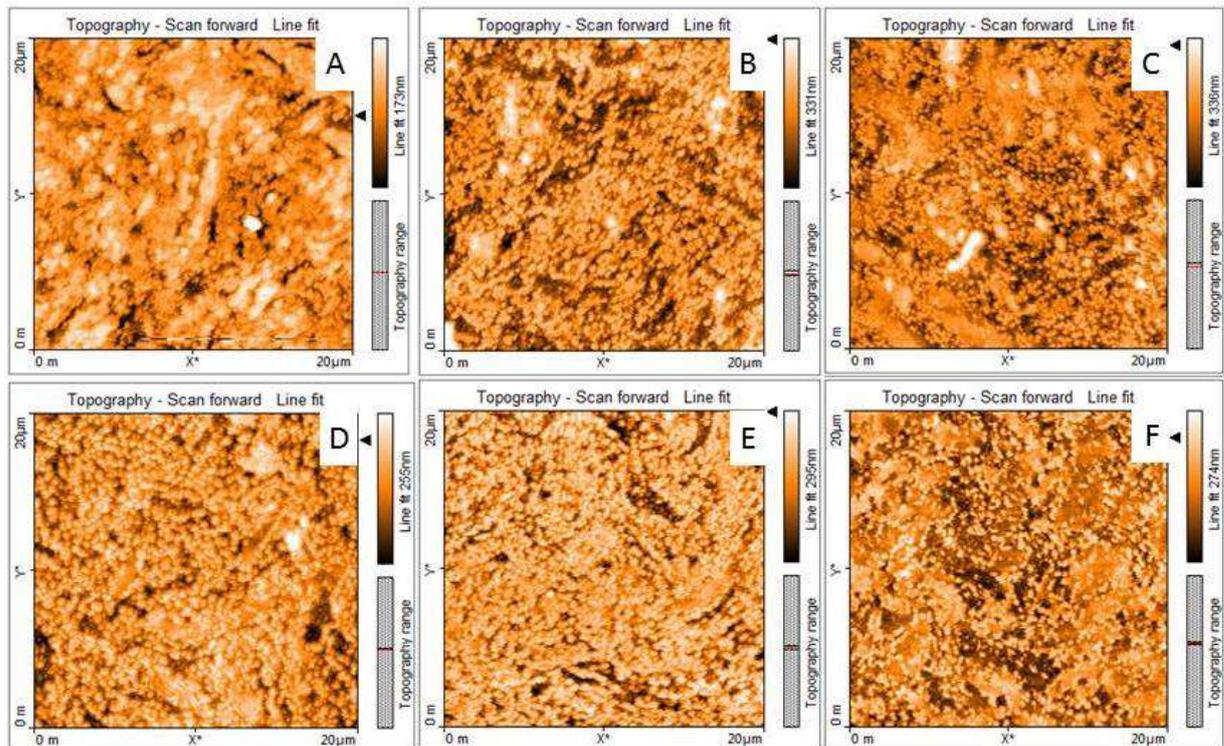


Figura 10: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 600°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .

A Figura 10A permite observar com nitidez a transição da estrutura perlítica para a formação de cementita esferoidizada, pois ainda é possível identificar regiões com formato lamelar, entretanto observa-se que essas lamelas são constituídas de partículas esféricas nanométricas de cementita. Comportamento semelhante foi observado no trabalho de Lv [90],

onde tratamentos térmicos cíclicos foram realizados em um aço 0,8%p C, e verificou-se que para uma temperatura de 710°C durante 3 min foi possível identificar o processo de formação de esferoides por meio das lamelas fragmentadas de cementita. Essas partículas de cementita esferoidizadas encontravam aderidas nas lamelas, outras em suas extremidades e ainda algumas partículas estavam isoladas.

Nas demais imagens da Figura 8, a microestrutura está completamente esferoidizada, entretanto observa-se maior densidade de partículas esféricas nas Figuras 10D e 10E, que correspondem a 20 e 25 min respectivamente. A Figura 10F permite observar as partículas de cementita, que apresentam com uma cor mais clara, dispersas na matriz ferrítica, em um tom de laranja mais escuro. Para observar com mais detalhes essa microestrutura a Figura 11 apresenta a micrografia do material recozido a 600°C durante 30 min com uma ampliação de 5000 vezes.

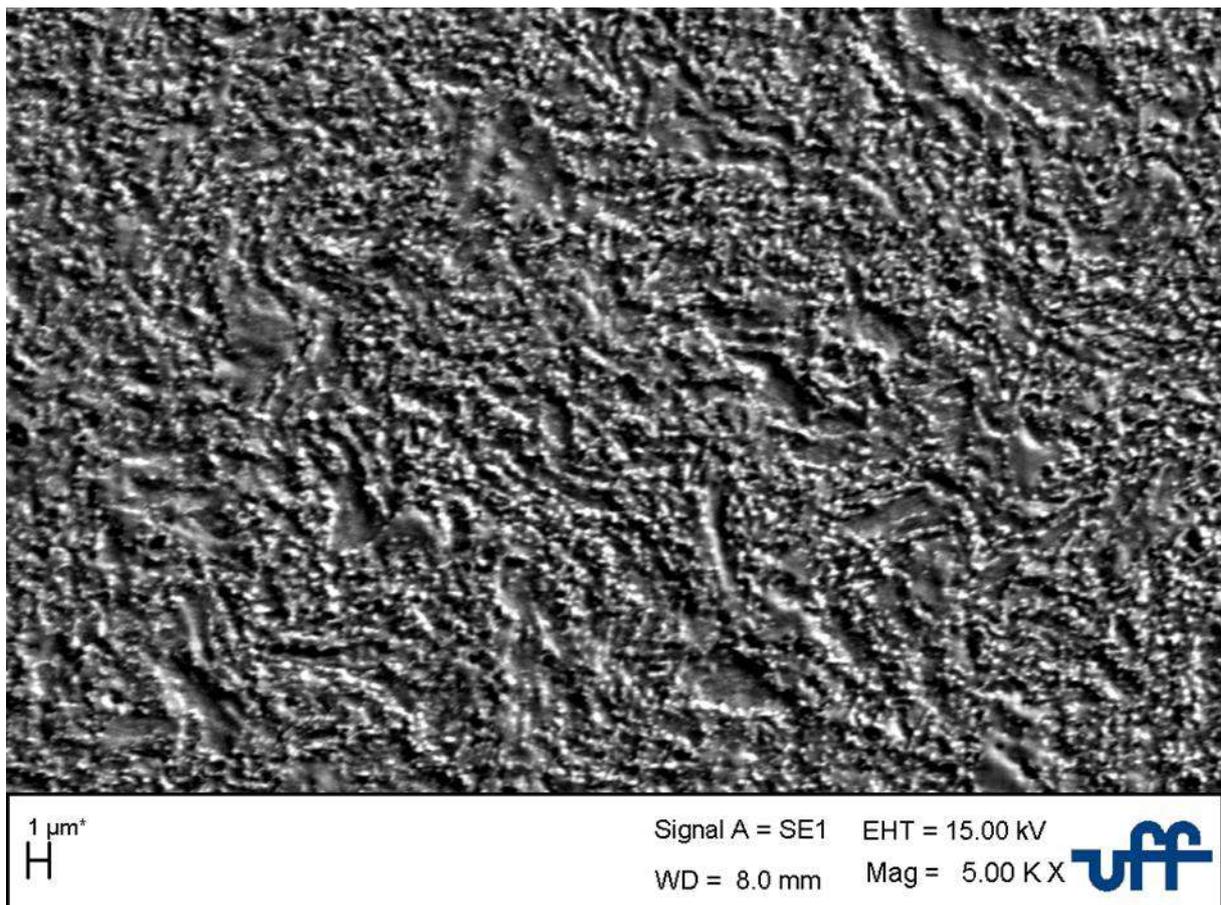


Figura 11: MEV. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 600°C durante 30 min.

A Figura 11 assim como a Figura 10, permitem identificar os constituintes da microestrutura através da diferença de profundidade entre eles. Nota-se que a ferrita, por ser o

constituente mais dúctil, apresenta maior profundidade na imagem devido a preparação metalográfica sofrida pelas amostras. A cementita por sua vez, por ser mais dura e resistente aparece proeminente nas imagens realizadas com elétron secundário. Desta maneira, observa-se que as regiões mais elevadas são constituídas de pequenas esferas, que estão representadas na imagem pela cor branca, enquanto que a matriz ferrítica possui uma topografia plana e cor em tom de cinza.

A Figura 12 apresenta a micrografia do material recozido a 600°C observado no microscópio ótico com luz polarizada.

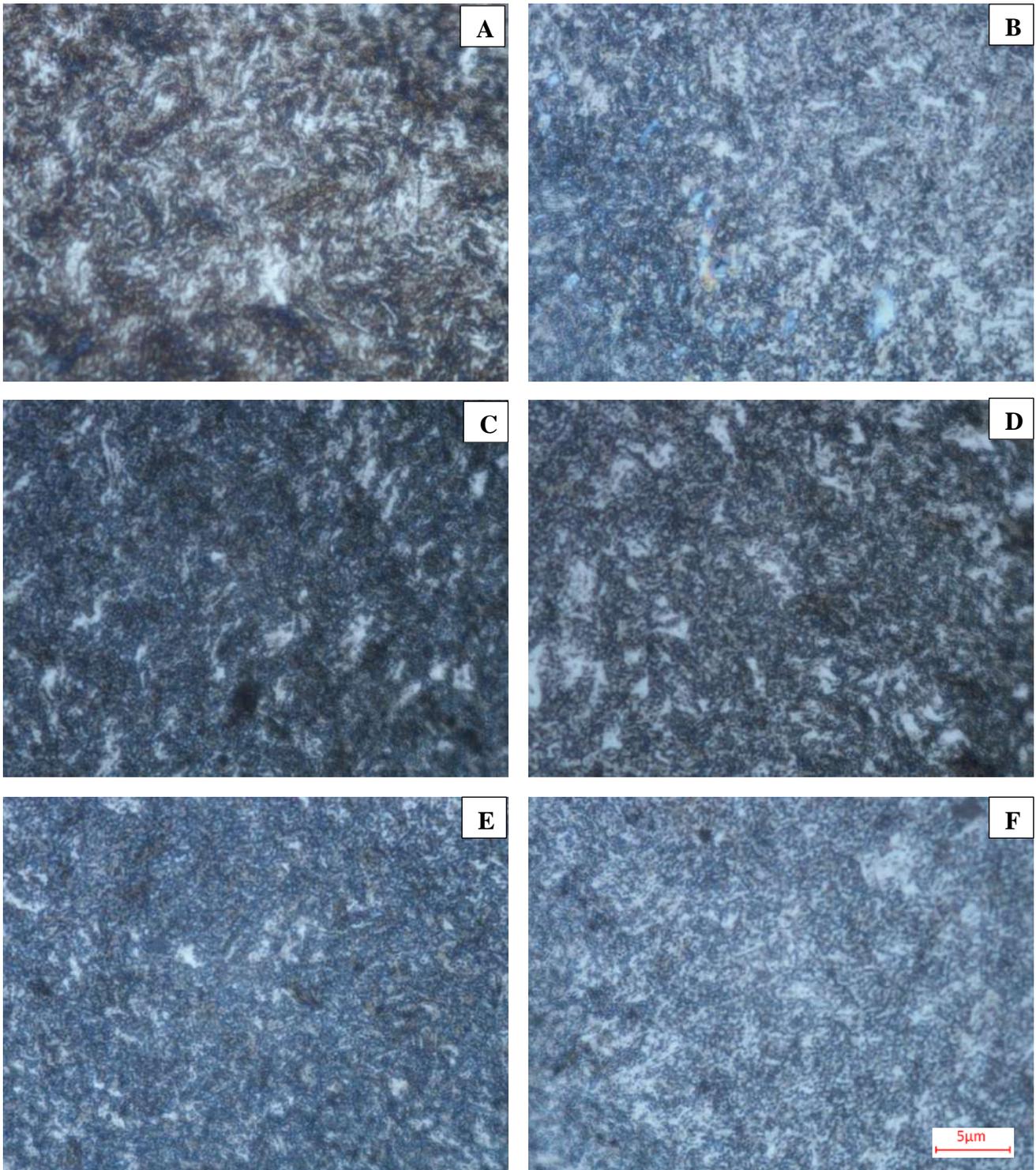


Figura 12: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 600°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min.

As micrografias analisadas em uma escala maior, como mostra a Figura 12, permite observar as mesmas características microestruturais encontradas no material analisado com o Microscópio de Força Atômica na Figura 10. O processo de esferoidização inicia logo nos

primeiros minutos de recozimento, sendo observado com maior intensidade a partir do recozimento em 15min. Apesar das disparidades ao longo da extensão da seção transversal da amostra, os resultados encontrados estão coerentes com a temperatura e o tempo de recozimento.

A literatura aponta que o método convencional para obter aços com estrutura esferoidizada consiste em longos recozimentos subcríticos. Entretanto, diversas técnicas têm sido desenvolvidas com intuito de reduzir o tempo de esferoidização e obter uma estrutura composta por cementita esferoidizada e grãos ferríticos refinados. Essa estrutura micro-duplex pode potencializar as propriedades mecânicas, tais como, resistência e tenacidade, comparando com os aços de estrutura perlítica [90,91].

Como pode ser observado através das Figuras 11 e 12, o material apresenta uma estrutura esferoidizada com recozimentos de curta duração. Um dos fatores que pode ser atribuído a esse fenômeno é o fato do material ter sido trefilado a elevado grau de deformação que ocasionou a fragmentação e a dissolução de parte das lamelas de cementita. Segundo estudo em [90], o processo de esferoidização ocorre preferencialmente na cementita que se encontra parcialmente dissolvida e ou fragmentada na estrutura do material durante um recozimento acima da temperatura crítica. Já no trabalho de Wu e seus colaboradores [92], a compressão a quente de um aço alto carbono promoveu a fragmentação e esferoidização das lamelas de cementita da estrutura perlítica, inicialmente apresentada pelo material. Ainda segundo Wu e seus colaboradores [92], a fragmentação das lamelas de cementita é o mecanismo que promove o processo de esferoidização. Desta forma, acredita-se que, mesmo em condições distintas, a forma como a cementita apresenta dissolvida e fragmentada, é o fator que contribui para a aceleração do processo de esferoidização.

Outros pesquisadores acreditam ainda que a força motriz para o processo de esferoidização é a redução da superfície interfacial entre a cementita e a ferrita que ocorre quando a estrutura transforma de lamelar para esferoidizada [93,94]. No trabalho de Xiong e seus colaboradores [93] um aço perlítico foi submetido a deformação via ECAP a temperatura de 650°C e ao longo dos passes foi possível verificar o processo gradativo de fratura e subsequente esferoidização da cementita, ou seja, quanto maior o número de passes, maior será a deformação sofrida e a força motriz para a esferoidização.

6.1.6 Material Recozido a 700°C

A Figura 13 apresenta a microestrutura do material recozido a 700°C com intervalos de tempo de 5 até 30 min.

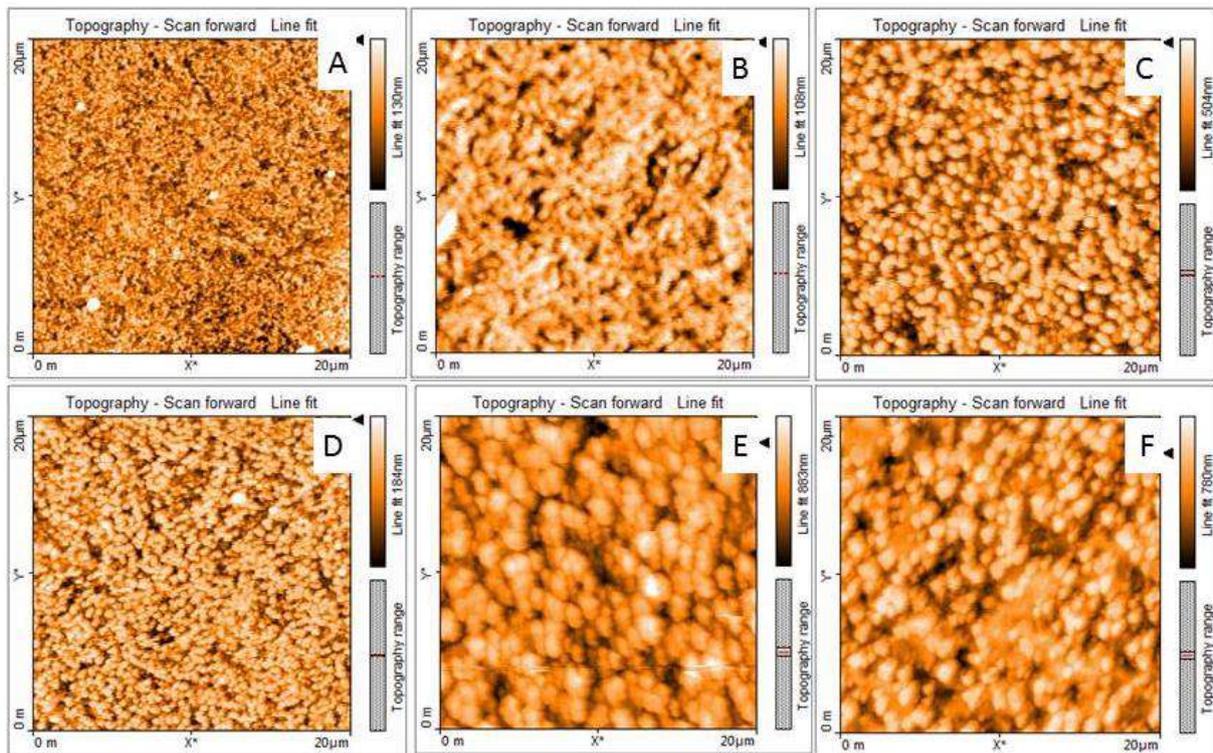


Figura 13: MFA. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 700°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min. Área analisada de 400 μm^2 .

A Figura 13 permite observar que a temperatura de 700°C o material apresenta a cementita em formato de esferoides em todos os tempos de recozimento realizados. É possível constatar também que o aumento no tempo de recozimento ocasionou um aumento gradativo no tamanho da cementita globular.

A Figura 14 apresenta a micrografia do material recozido a 700°C observado no microscópio óptico com luz polarizada.

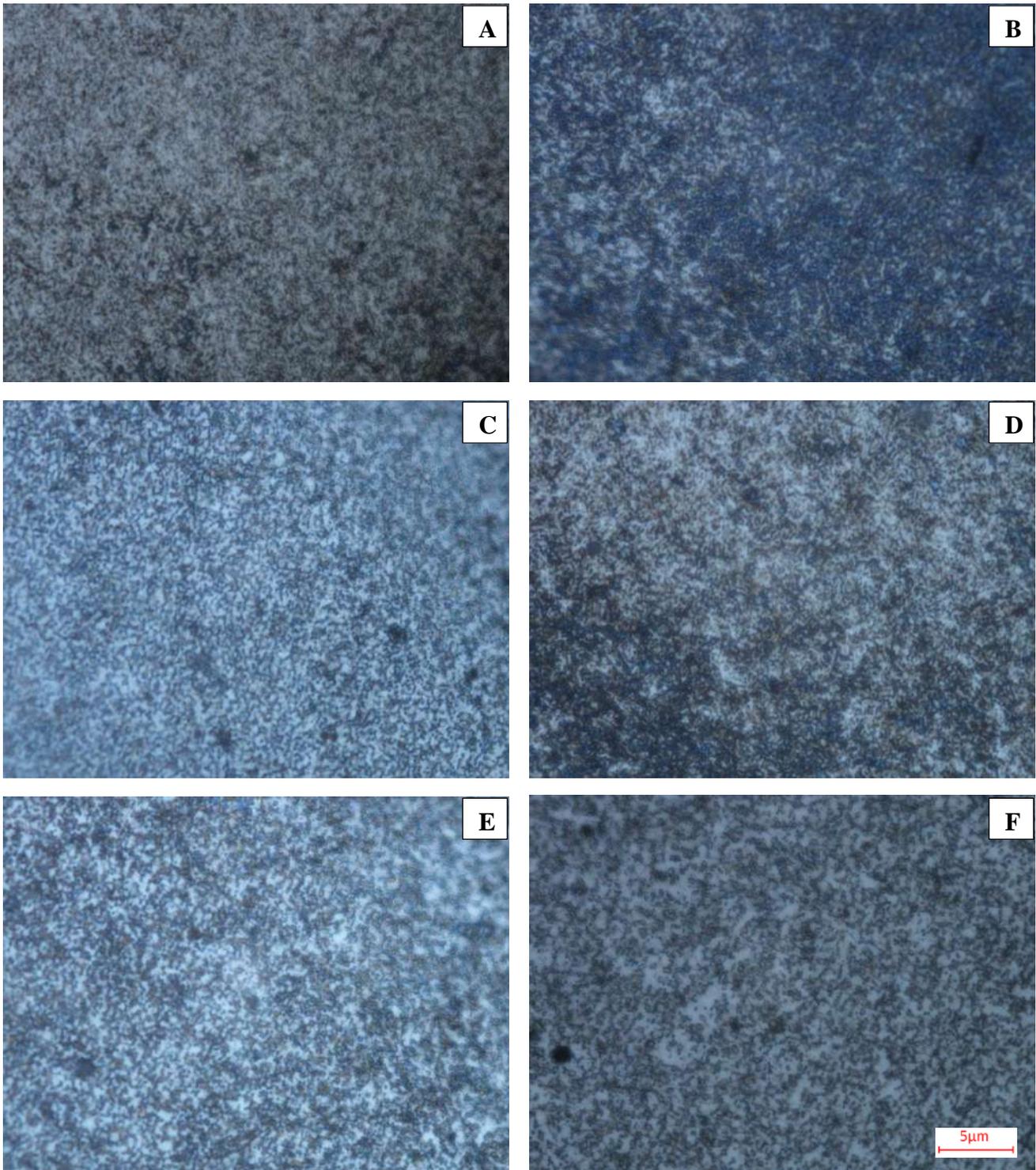


Figura 14: Microscópio Óptico de Luz Polarizada. Micrografia do aço SAE1070 recozido a 700°C durante (A) 5min, (B) 10min, (C) 15min, (D) 20min, (E) 25min, (F) 30min.

Com a análise das Figuras 13 e 14 constata-se que com recozimento a 700°C, das amostras nas condições de deformação apresentadas neste trabalho, é possível obter uma microestrutura esferoidizada com elevada densidade de cementita globular mesmo nos

primeiros minutos de recozimento, como mostra as Figuras 13A e 14A. Com o aumento gradativo do tempo de recozimento, as micrografias das Figuras 13 e 14 permitem observar o aumento do tamanho dos esferoides, bem como uma maior dispersão entre eles, ou seja, a densidade de esferoides diminuiu comparada aos recozimentos de duração menor, como pode ser observado claramente na Figura 14F.

6.1.7 Grau de Esferoidização

O aço SAE 1070 recozido nas condições deste trabalho, na temperatura de 400°C, apresenta microestrutura predominante perlítica com regiões ainda com características semelhantes ao material deformado por trefilação. O recozimento a 500°C representa a transição da microestrutura composta por lamelas finas de perlita para uma microestrutura composta por grãos de ferrita e cementita esferoidizada. Por fim, nas temperaturas de 600°C e 700°C o material está esferoidizado em todos os tempos de recozimento.

Para avaliar a evolução dessa microestrutura em função da temperatura e do tempo de recozimento foi quantificada a esferoidização do material nas temperaturas de 600°C e 700°C através do tamanho dos esferoides e do grau de esferoidização. Os resultados foram alcançados a partir da binarização das micrografias do material obtidas no microscópio de força atômica através do software ImageJ como apresenta a Figura 15.

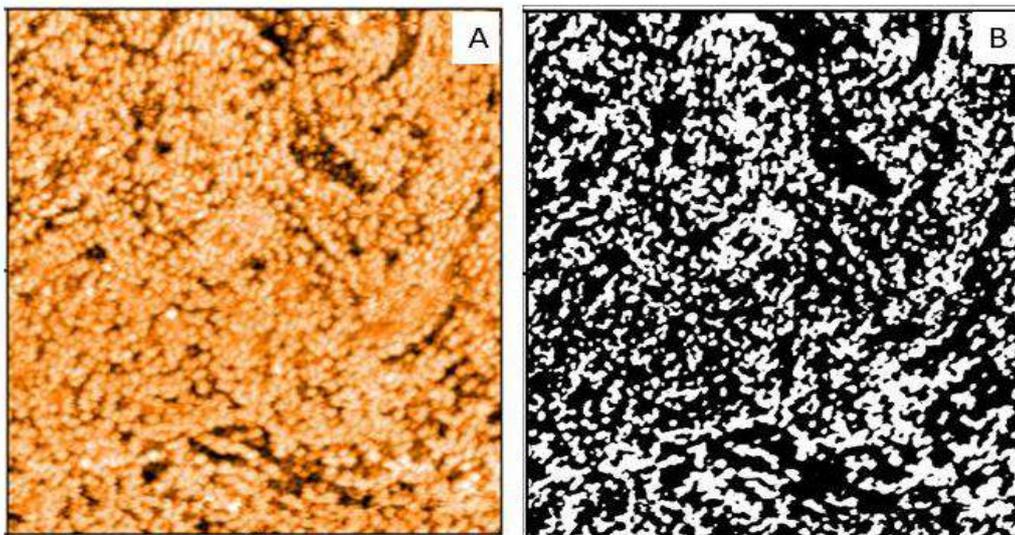


Figura 15: Micrografia do aço SAE1070 recozido a 600°C durante 25 min obtida com MFA (A) e analisada no ImageJ (B). Área analisada de 400 μm^2 .

É possível observar que a imagem analisada com o software ImageJ apresenta uma maior definição dos contornos dos esferoides e mesmo os esferoides com dimensões bem reduzidas foram identificados. Entretanto, nota-se que alguns esferoides que estavam aglomerados ou bem próximos uns aos outros, acabaram sendo reconhecidos como apenas um, fato este que empobrece os resultados obtidos. A literatura aponta alguns trabalhos [95,96] que empregam esta mesma técnica para calcular de forma satisfatória o grau de esferoidização em aços carbono apesar de suas limitações.

A Figura 16 apresenta o tamanho dos esferoides em função do tempo de recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C.

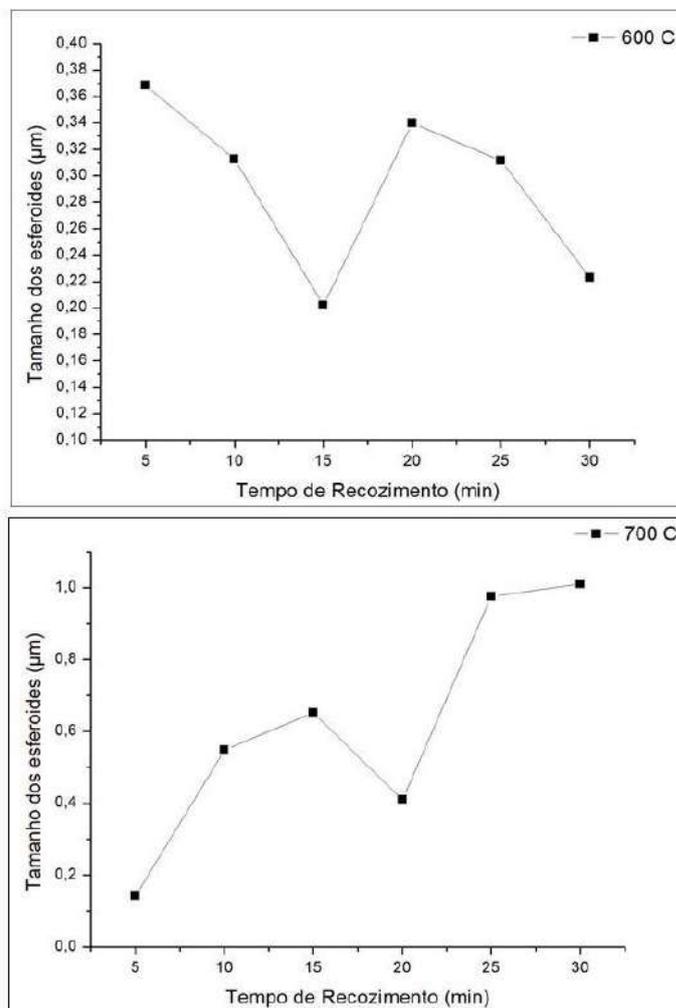


Figura 16: Tamanho dos esferoides do aço SAE 1070 em função do tempo de recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C.

Analisando os gráficos da Figura 16 é possível afirmar que não há similaridade do comportamento dos esferoides ao longo do tempo de recozimento entre as temperaturas de 600°C e 700°C. No recozimento conduzido a 600°C, não há uma tendência definida em

função do tempo, os esferoides apresentam tamanhos variados ao longo do tratamento térmico. Os resultados obtidos são compatíveis com os apresentados na Figura 10. Já no recozimento a 700°C, há uma tendência de aumento do tamanho dos esferoides em função do tempo, com exceção apenas para o recozimento de 20 min. Esse aumento em função do tempo era esperado uma vez que o crescimento dos esferoides ocorre por meio de difusão. Comparando os tamanhos dos esferoides, em 600°C o maior tamanho médio de 0,3687 μm foi observado em 5 min de recozimento enquanto que na temperatura de 700°C o maior tamanho médio dos esferoides de 1,0103 μm foi obtido em 30 min de recozimento, é possível afirmar que o recozimento a 700°C favoreceu o crescimento dos esferoides.

A Figura 17 apresenta o grau de esferoidização em função do tempo de recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C.

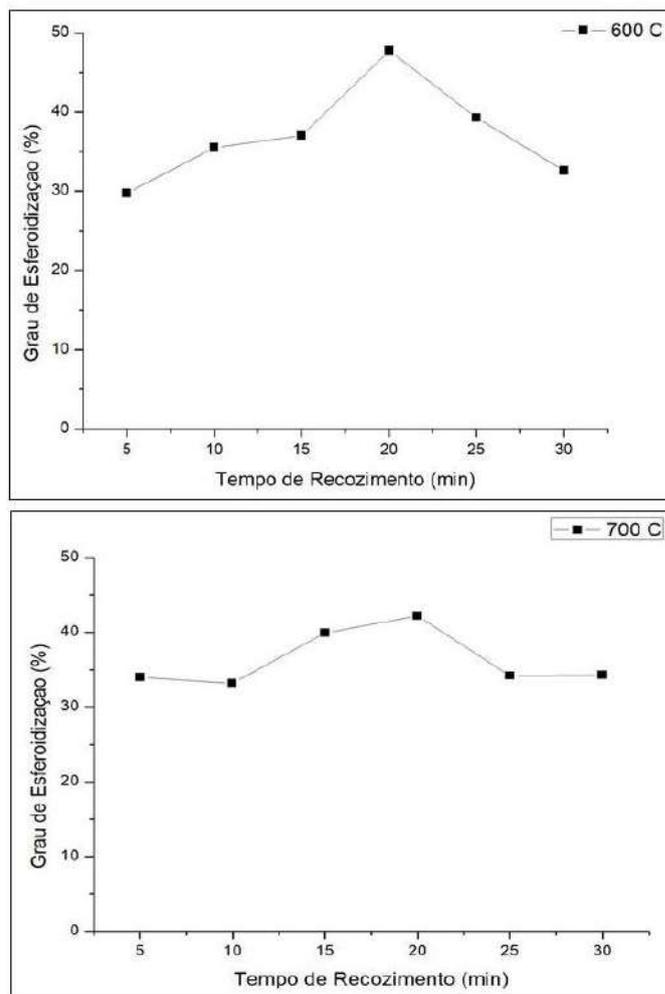


Figura 17: Grau de esferoidização do aço SAE 1070 em função do tempo de recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C.

Comparando as curvas da Figura 17 é possível observar que o grau de esferoidização, que representa o percentual da área ocupada pelos esferoides, aumenta gradativamente até o seu valor máximo no recozimento de 20min e em seguida apresenta uma tendência de queda na temperatura de 600°C e estabilização para 700°C. Esse fato se deve ao aumento da dispersão dos esferoides na matriz ferrítica nos recozimentos de maior duração como ilustram as Figuras 10 e 13. O grau de esferoidização variou entre 30% e 50% ao longo dos tempos de recozimento para ambas as temperaturas. Entretanto, em 600°C o maior valor médio foi de 47,7 % e 42,2% para 700°C.

No recozimento a 600°C, os esferoides apresentaram um tamanho menor, entretanto, ocupavam uma área maior da superfície do material, já a 700°C, o comportamento observado foi o contrário, uma vez que esferoides com tamanho maior são observados em menor quantidade e mais dispersos no material, fazendo com que o grau de esferoidização seja menor.

6.2 CARACTERIZAÇÃO DA TEXTURA

6.2.1 Material de Partida

A Figura 18 apresenta os Mapas de Orientação, Qualidade e Fase do material na condição inicial.

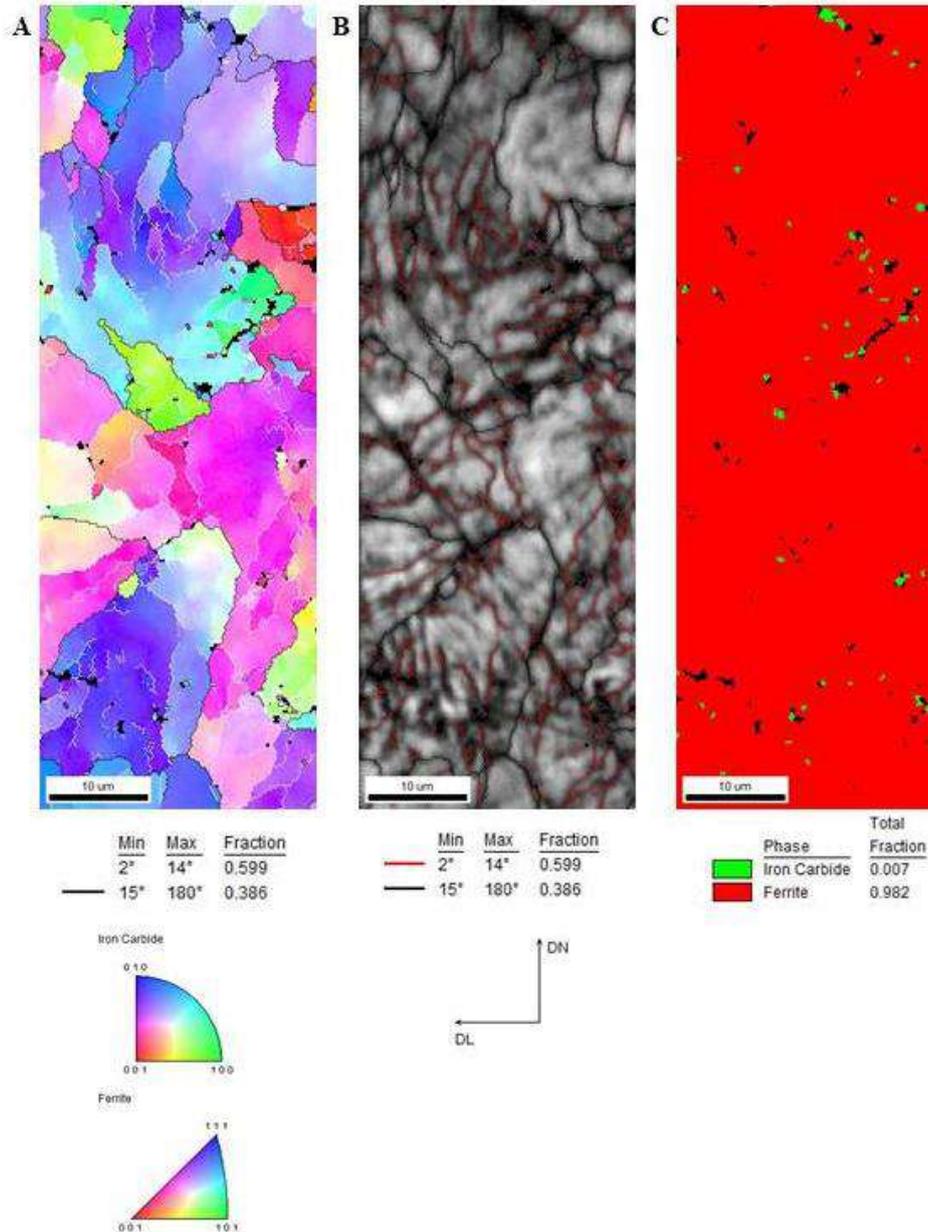


Figura 18: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.

O Mapa de Orientação permite observar que os grãos estão orientados preferencialmente na direção (111) e com a presença de alguns pontos que não foram indexados e apresentam na cor preta. A natureza dos contornos está discriminada no Mapa de

Qualidade onde os contornos de baixo ângulo ($2^\circ < \psi < 15^\circ$) foram sinalizados na cor vermelha e os de alto ângulo ($\psi > 15^\circ$) na cor preta. O percentual de cada tipo de contorno foi medido analisando todas as imagens desta amostra, de forma a obter um resultado mais preciso. Os contornos de baixo ângulo apresentam um percentual de 66,1% enquanto que os de alto ângulo 32,6%, os demais contornos são aqueles que apresentam diferença de orientação menor que 2° e que devido à limitação angular do software do EBSD não conseguem ser processados ou que não foram corretamente indexados. O elevado percentual de contornos de baixo ângulo é consistente com o processo de fabricação por laminação a quente.

O Mapa de Fase representado na Figura 18C apresenta o percentual da fase ferrita em vermelho, cementita em verde e os mesmos pontos não indexados no Mapa de Orientação em preto. Segundo os resultados apresentados apenas 0,7% do material seria constituído por cementita, entretanto esse percentual não é condizente com a microestrutura do material, predominantemente perlítica. Desta forma, é possível afirmar que o mapa de fase considerou os grãos constituídos de colônias de lamelas intercaladas de ferrita e cementita, como sendo apenas grãos ferríticos.

As Figuras 19 e 20 apresentam a Função Distribuição de Orientação e a Figura de Polo do material na condição inicial referentes a macrotextura, respectivamente.

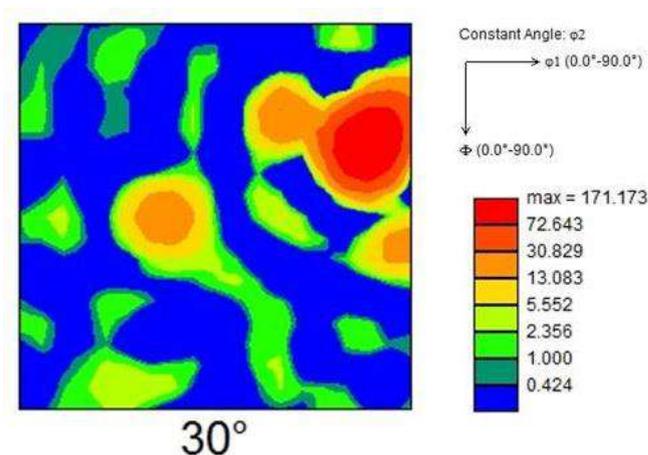


Figura 19 : EBSD. ODF da seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial, $\phi_2 = 30^\circ$.

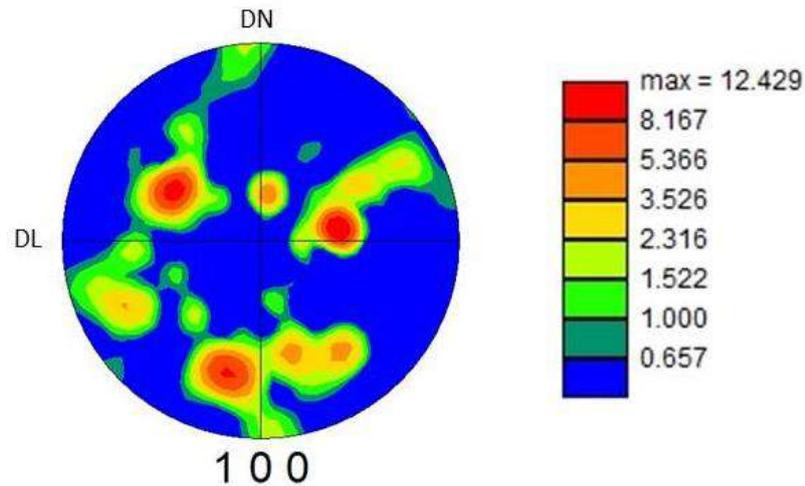


Figura 20: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 na condição inicial.

Analisando o resultado obtido com a ODF é possível determinar que a intensidade da textura global é de 168,1 e apresenta na orientação $\{4\ 9\ 12\} \langle \bar{9}\ \bar{20}\ 18 \rangle$. Foram observadas também as componentes $\{1\ 1\ 4\} \langle \bar{2}\ \bar{2}\ 1 \rangle$ e $\{1\ 1\ 3\} \langle \bar{1}\ \bar{2}\ 1 \rangle$ com intensidade considerável e $\{3\ 3\ 1\} \langle 2\ \bar{3}\ 3 \rangle$ já com intensidade mais fraca. A Figura de Polo apresentou a textura do material com uma formação indefinida em todas as direções entretanto a maior intensidade de 12,3 foi observada na direção (100) e orientação $\langle 3\ \bar{18}\ 19 \rangle$ que se encontra a uma distância angular do centro de 44,6. Resultado semelhante foi encontrado no trabalho de Liu e seus colaboradores [97] onde um aço perlítico comercial obtido por meio de laminação a frio não apresentou a formação de uma textura definida em sua condição inicial, apenas após os processos de deformação por laminação com reduções consideráveis.

A Figura 21 apresenta a distribuição do tamanho de grão do material na condição inicial.

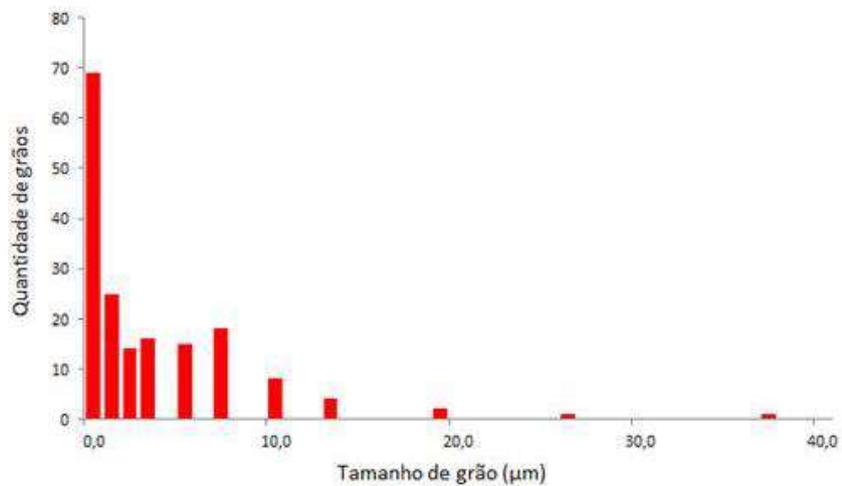


Figura 21: EBSD. Análise quantitativa do tamanho de grão do Aço SAE 1070 na condição inicial.

Os resultados apresentados no gráfico da Figura 21 permitem afirmar que a maior parte dos grãos apresentam tamanho até 10μm, esse fato é consistente com as micrografias do material nas Figuras 4 e 18. O tamanho médio dos grãos de ferrita é de 2,763 μm.

6.2.2 Material Deformado

A Figura 22 apresenta os Mapas de Orientação, Qualidade e Fase do material após os 12 passes de deformação do processo de trefilação.

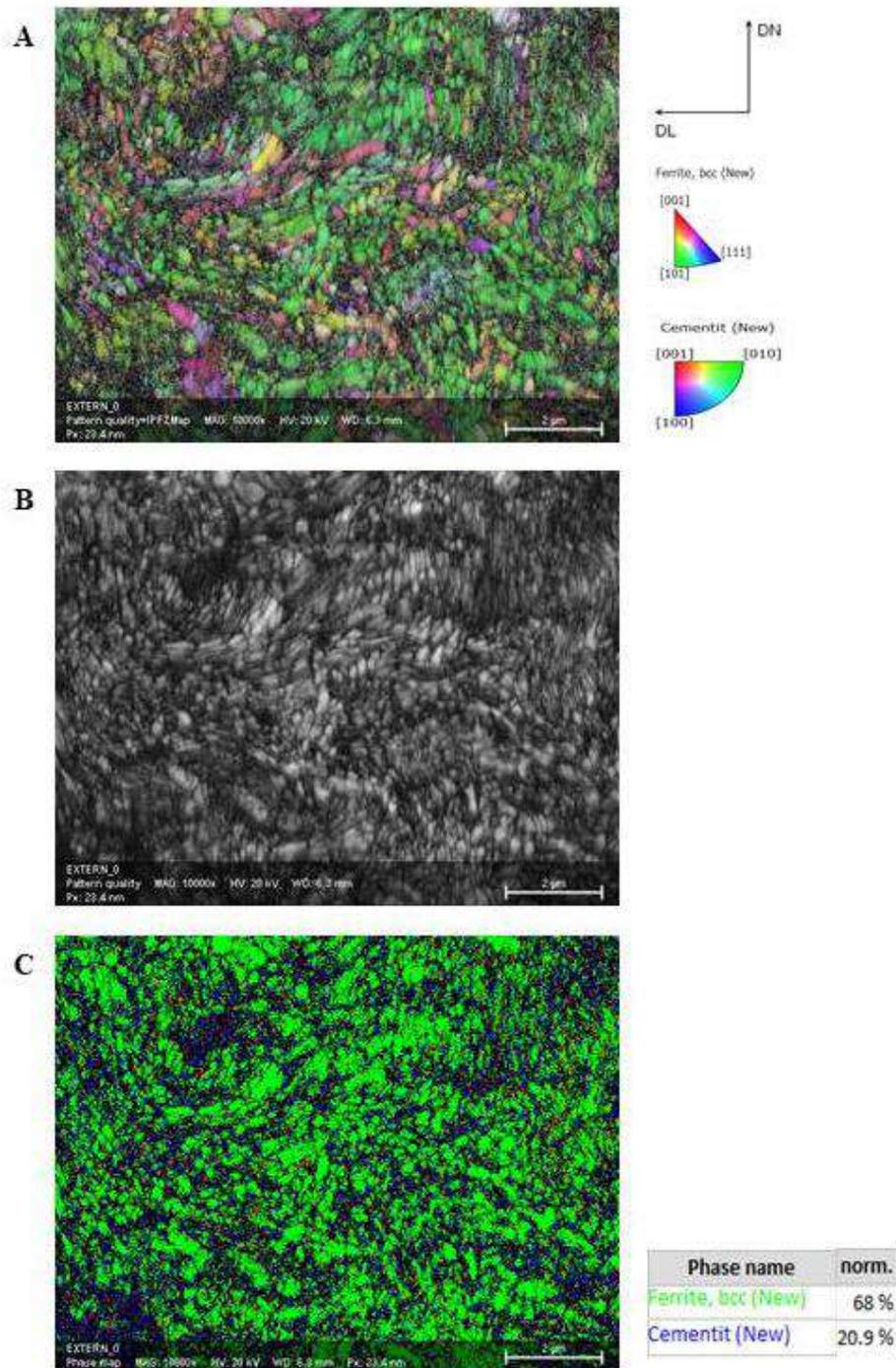


Figura 22: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 deformado a frio por trefilação com deformação acumulada de 2,52. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.

O Mapa de Orientação permite observar a orientação preferencial dos grãos na direção (101) distinta da observada na amostra antes do processo de trefilação onde a orientação se concentra na direção (111). Na Figura 22B ainda é possível observar a torção e fragmentação das lamelas comportamento característico da estrutura curling. Já o Mapa de Fase apresenta

uma indexação da cementita coerente com os percentuais esperados. Observa-se que ela encontra-se segregada entre as subestruturas formadas pelas lamelas de ferrita fragmentadas e as discordâncias. Essa interação entre as discordâncias e a cementita decomposta nos contornos representa um dos mecanismos de endurecimento dos aços perlíticos trefilados.

A Figura 23 apresenta a Figura de Polo do material trefilado.

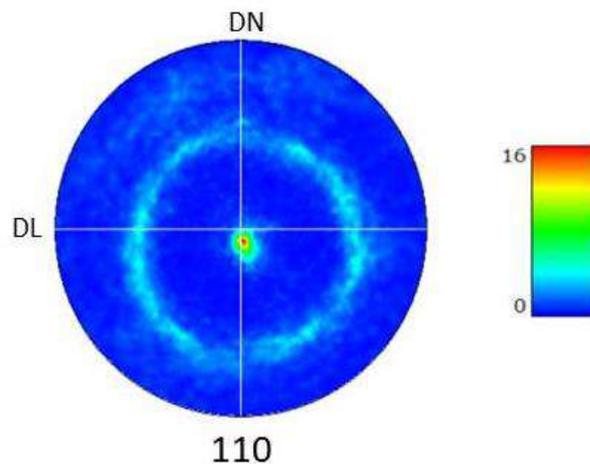


Figura 23: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 deformado a frio por trefilação com deformação acumulada de 2,52.

A Figura de Polo apresenta fibra α com elevada intensidade conforme esperado para um aço perlítico trefilado. A fibra $\langle 110 \rangle$ se forma em processos de conformação a frio de aços com estrutura perlítica, pois durante a deformação plástica, os cristais de ferrita rotacionam para satisfazer a condição que mais ativa a direção de deslizamento ($\langle 110 \rangle$) que é paralela a direção de deformação [98,99]. Associado a esse fato, alguns pesquisadores apontam que o aumento da intensidade dessa fibra é devido a rotação das lamelas na direção de trefilação durante a deformação e que a saturação da fibra α ocorre quando a maior parte das lamelas estão alinhadas com a direção de trefilação [100]. Sugondo e Gangli [101] afirmam ainda, que é devido a intensa textura da fibra $\langle 110 \rangle$ que se forma nos materiais de estrutura CCC durante a trefilação a responsável por melhorar sua conformabilidade.

6.2.3 Material Recozido a 400°C e 500°C

As Figuras 24 e 25 apresentam os Mapas de Orientação, Qualidade e Fase do material recozido a 400°C e 500°C respectivamente.

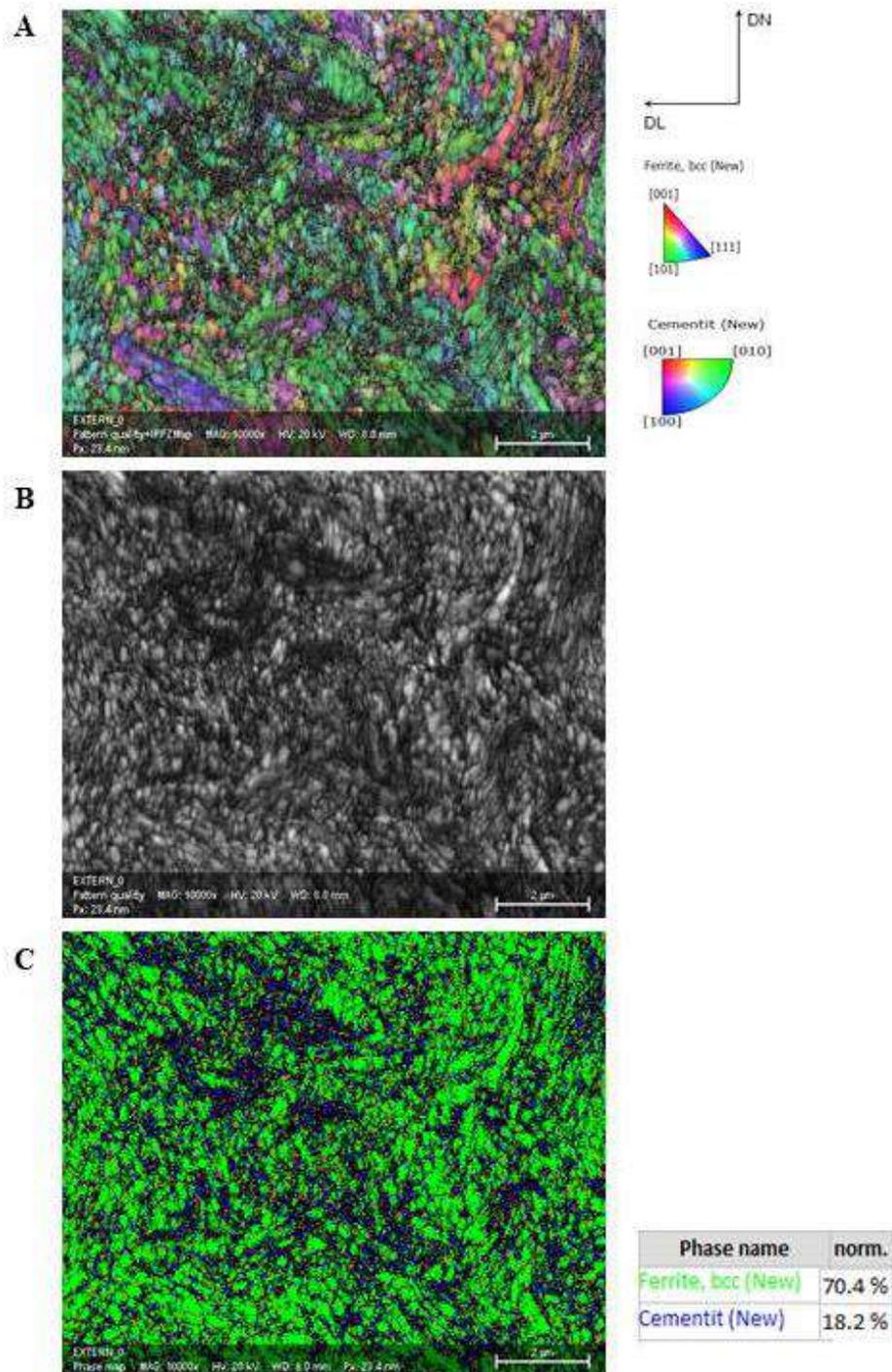


Figura 24: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 400°C durante 30 min. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.

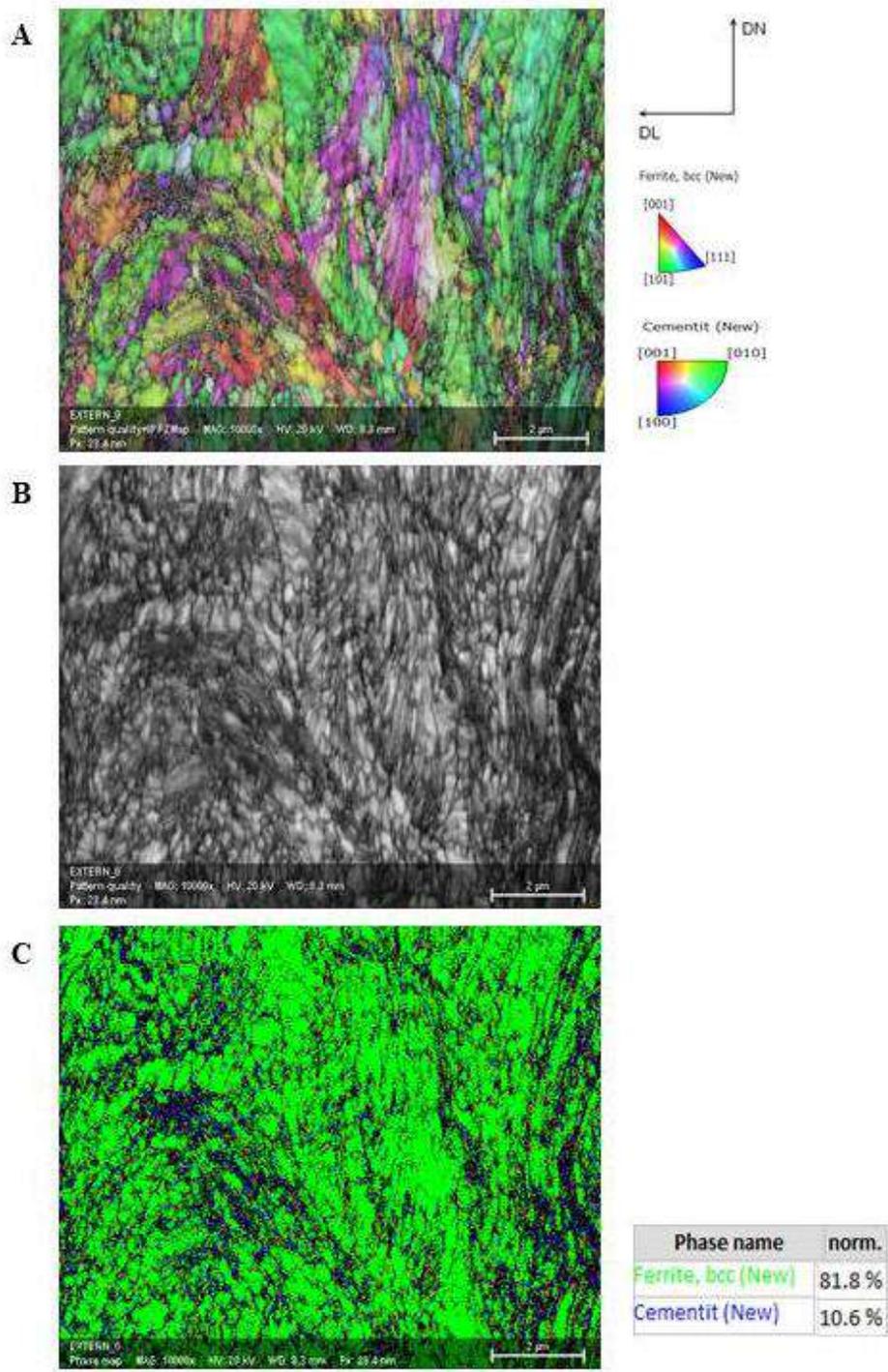


Figura 25: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 500°C durante 30min. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.

Analisando os resultados das Figuras 24 e 25 é possível verificar que a orientação preferencial dos grãos manteve-se na direção (101), a mesma do material trefilado sem tratamento térmico, entretanto há a presença mais intensa da direção (111) principalmente para a amostra recozida a 500°C. Nota-se ainda que para o recozimento a 400°C existem

regiões com características similares ao material deformado enquanto que para 500°C observa-se uma restauração maior da microestrutura acompanhada por um aumento do tamanho de grão. Comparando ainda as duas temperaturas houve uma redução do volume de cementita indexado.

A Figura 26 apresenta a Figura de Polo do material recozido a 400°C e 500°C referentes a macrotextura.

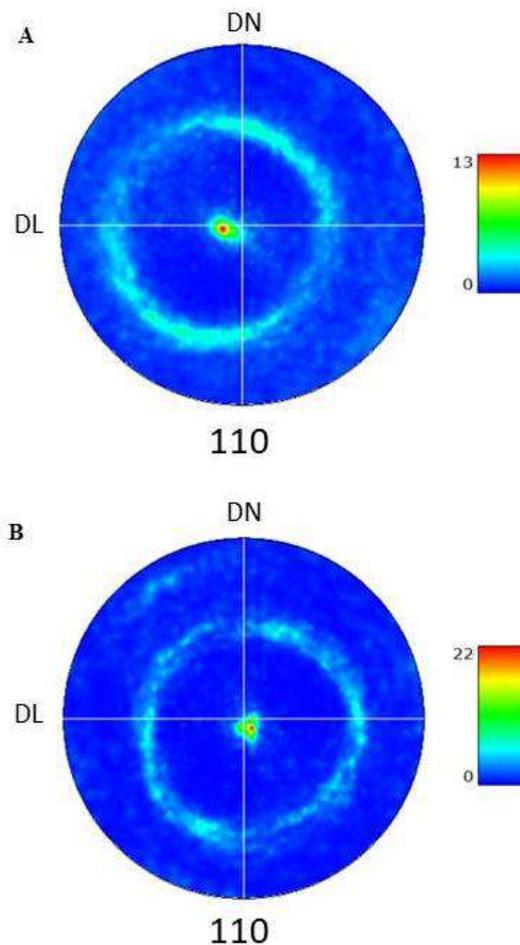


Figura 26: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C e (B) 500°C durante 30 min.

Analisando as Figuras de Polo para o material recozido a 400°C e 500°C observa-se a formação da mesma textura apresentada pelo material após o processo de trefilação, a fibra $\langle 110 \rangle$ com a presença das componentes $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{112\} \langle 110 \rangle$. Trabalhos anteriores mostram que a microestrutura resultante do processo de trefilação é caracterizada pela textura $\langle 110 \rangle$ da fase ferrita, entretanto o estado dos fios trefilados é instável do ponto de vista termodinâmico e submetendo esses fios a um tratamento térmico pode ocorrer a

esferoidização das lamelas de cementita e os processos de recuperação e recristalização e ainda assim, a textura se mantém de forma parcial [102, 103, 104]. De fato, Fang e seus colaboradores [100] verificaram que a intensidade da fibra $\langle 110 \rangle$ aumenta com os passes de trefilação até sua saturação quando a deformação acumulada aproxima de 2.0, entretanto quando esse material é submetido a um tratamento térmico, a intensidade da textura decresce continuamente. Em amostras que a deformação acumulada foi abaixo de 1.0, com o tratamento térmico a intensidade da fibra foi reduzindo até o ponto em que nenhuma textura dominante foi observada. Já para amostras com deformação superior a 1.6, a fibra $\langle 110 \rangle$ manteve-se mesmo após tratamento térmico com durações prolongadas. Comparando o resultado das intensidades da fibra $\langle 110 \rangle$ verifica-se que ela reduziu com o recozimento a 400°C, entretanto teve um aumento inesperado a 500°C, atingindo a intensidade de 22, maior inclusive que a intensidade de 16 apresentada pelo material trefilado.

6.2.4 Material Recozido a 600°C e 700°C

As Figuras 27 e 28 apresentam os mapas de orientação, qualidade e fase do material recozido a 600°C e 700°C respectivamente.

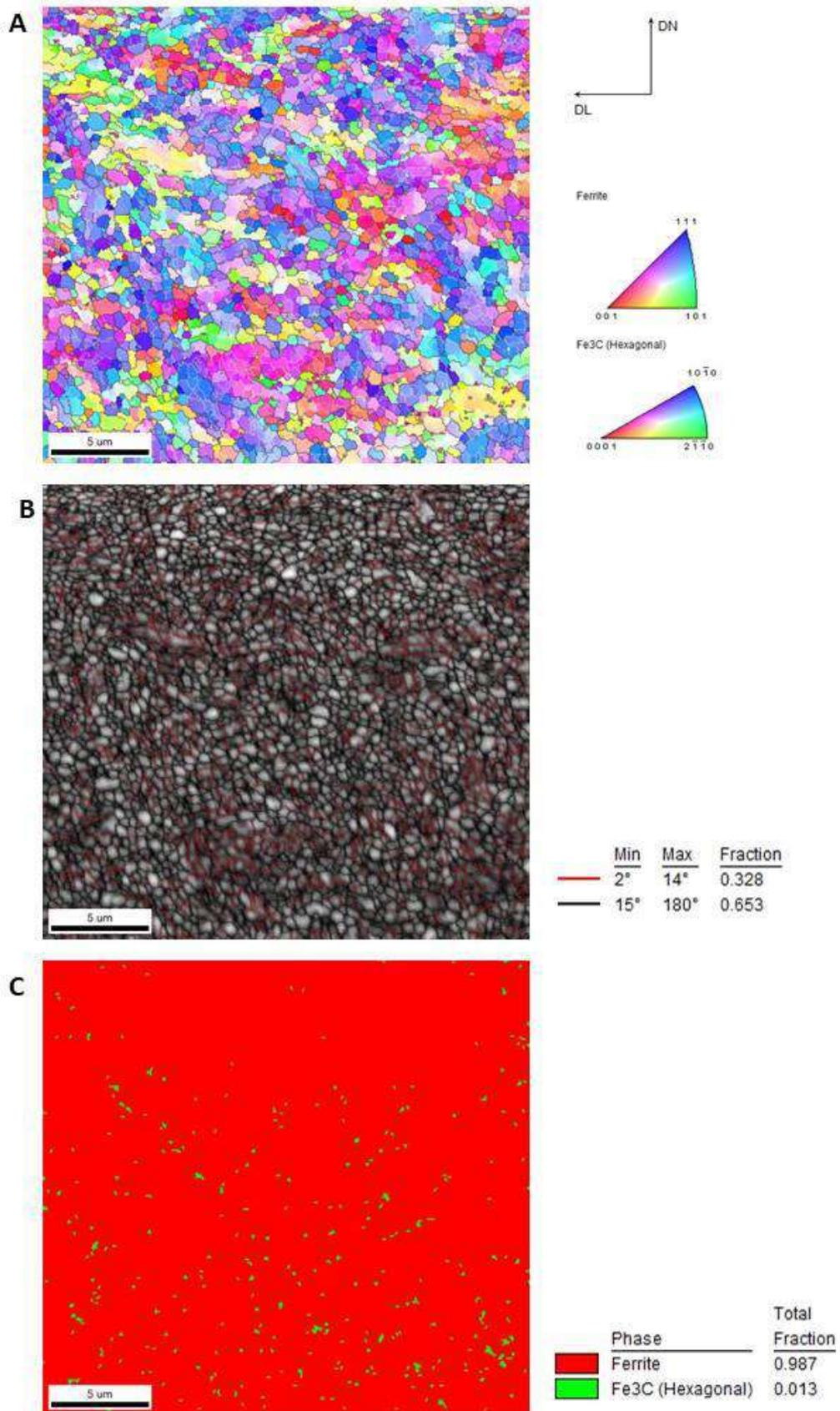


Figura 27: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 600°C durante 30 min. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.

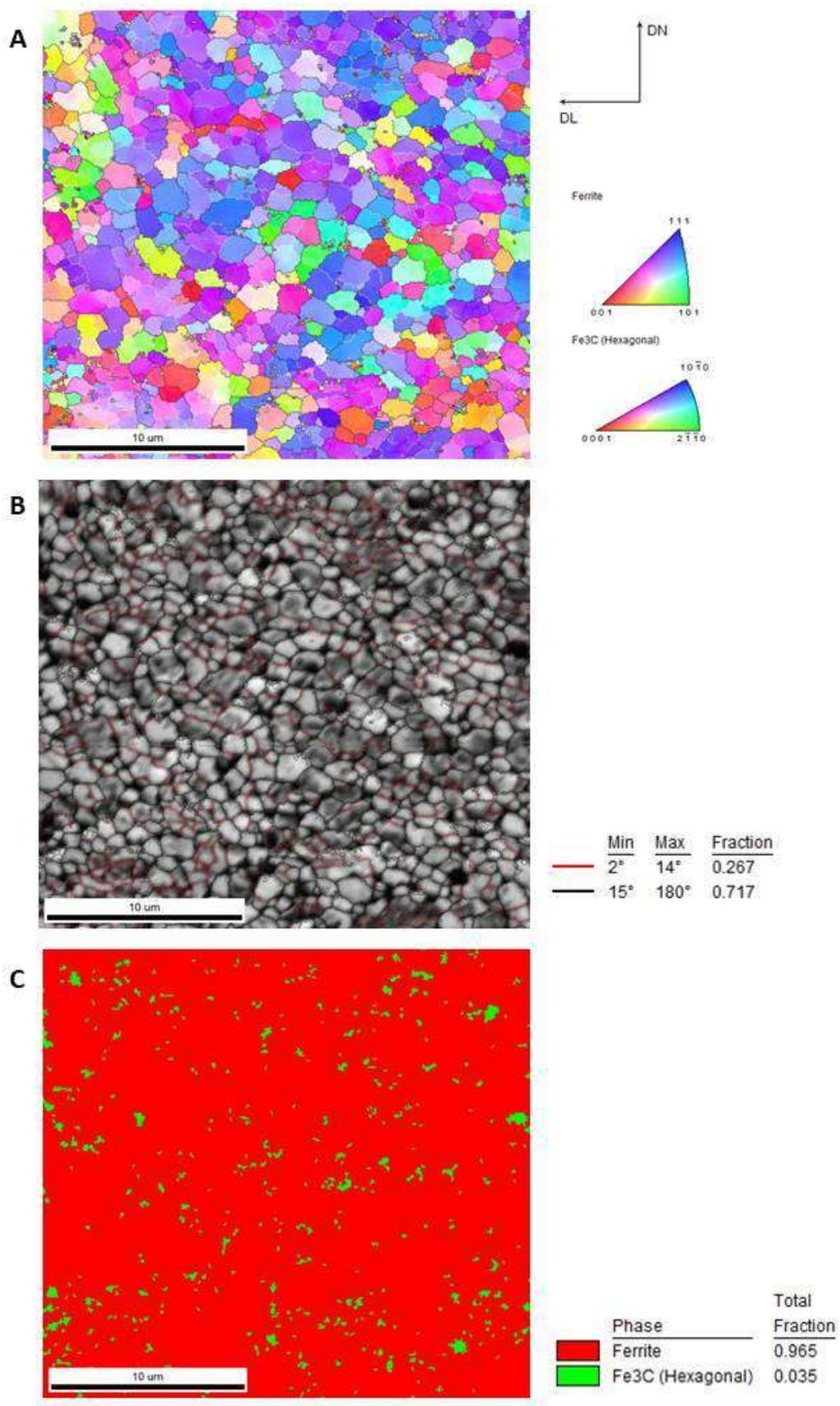


Figura 28: EBSD. Seção transversal do aço SAE 1070 recozido a 700°C durante 30min. (A) Mapa de Orientação, (B) Mapa de Qualidade e (C) Mapa de Fase.

O Mapa de Orientação da Figura 27 permite observar que os grãos estão orientados preferencialmente na direção (111), assim como no material na condição inicial, e é possível identificar com nitidez a presença de subgrãos em regiões recuperadas. A fração de contornos de baixo ângulo é de 32,8% enquanto que contornos de alto ângulo apresentam um percentual de 65,3%. O percentual da fase cementita, 1,3%, indica que os esferoides de cementita não foram identificados por completo, uma vez que as micrografias do material mostram um percentual mais elevado nessas condições de processamento. Entretanto o Mapa de Fase permite observar que a fase sinalizada como cementita, em verde, é representada em formato circular com tamanho reduzido e bem dispersas ao longo da seção da amostra, características compatíveis com o material esferoidizado.

Já para o material recozido a 700°C, o Mapa de Orientação da Figura 28 apresenta os grãos com tamanho maior quando comparado à temperatura de 600°C, porém orientados na mesma direção (111). A presença de subgrãos é observada em poucas regiões isoladas e em menor quantidade, uma vez que o aumento da temperatura favoreceu o processo de recristalização. Esse fato é ratificado pelo percentual de contorno de baixo ângulo que decresceu de 32,8% para 26,7%. Enquanto que o percentual de alto ângulo aumentou de 65,3% em 600°C para 71,7% em 700°C indicando a presença mais intensa de grãos recristalizados com alta mobilidade. O percentual da fase cementita indicado no Mapa de Fase da Figura 28C, aumentou para 3,5% e também observa-se regiões onde os esferoides encontram-se aglomerados.

As Figuras 29 e 30 apresentam a Função Distribuição de Orientação e a Figura de Polo do material recozido a 600°C e 700°C referentes a macrotextura.

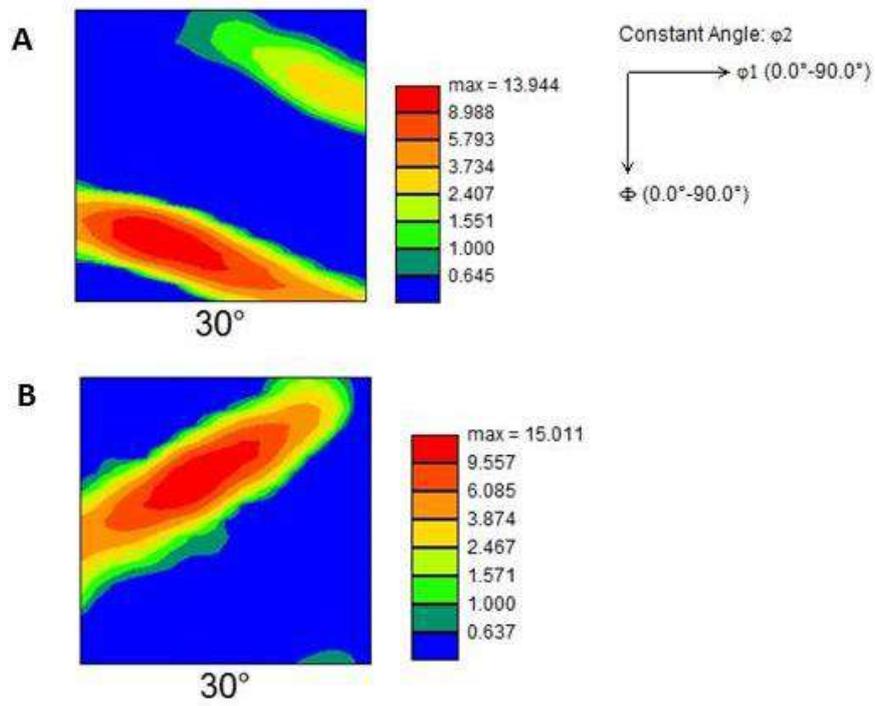


Figura 29: EBSD. ODF da seção transversal do aço SAE 1070 recozido a (A) 600°C e (B) 700°C durante 30min , $\phi_2 = 30^\circ$.

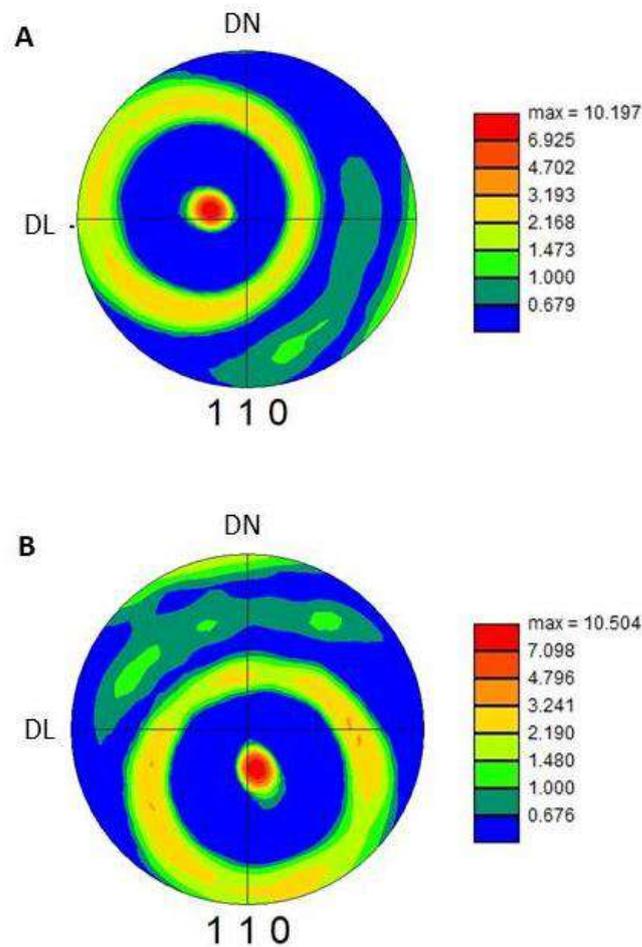


Figura 30: EBSD. Figura de Polo da seção transversal do aço SAE 1070 recozido a (A) 600°C e (B) 700°C durante 30 min.

As ODFs da Figura 29, assim como no material na condição inicial, apresentam maior intensidade de textura no ângulo $\phi_2 = 30^\circ$. A intensidade da textura global é de 13,7 na orientação $\{19\ 35\ 14\}\langle 35\ \bar{27}\ 20\rangle$ para o recozimento conduzido na temperatura de 600°C onde as componentes $\{221\}\langle 110\rangle$ e $\{332\}\langle 110\rangle$ também foram identificadas entretanto com menor intensidade. Já para o recozimento a 700°C, a intensidade da textura global teve um pequeno aumento para 14,6 na orientação $\{2\ 4\ 7\}\langle 3\ \bar{5}\ 2\rangle$. As componentes $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\{223\}\langle 110\rangle$ da fibra α apresentaram baixa intensidade, com valores de 4,2 e 6,3 respectivamente.

Avaliando as Figuras de Polo constata-se a presença da fibra $\langle 110\rangle$ com intensidade de 10 para ambas as temperaturas de recozimento. Os resultados indicam poucas alterações nas características texturais entre todas as temperaturas de recozimento, uma vez que a fibra $\langle 110\rangle$ formada durante o processo de trefilação manteve-se em todas as temperaturas,

variando apenas sua intensidade. Discrepante com o que a literatura aponta, a intensidade da fibra não reduziu continuamente em função do aumento da temperatura de recozimento.

A Figura 31 apresenta os gráficos com o tamanho de grão nas temperaturas de 600°C e 700°C.

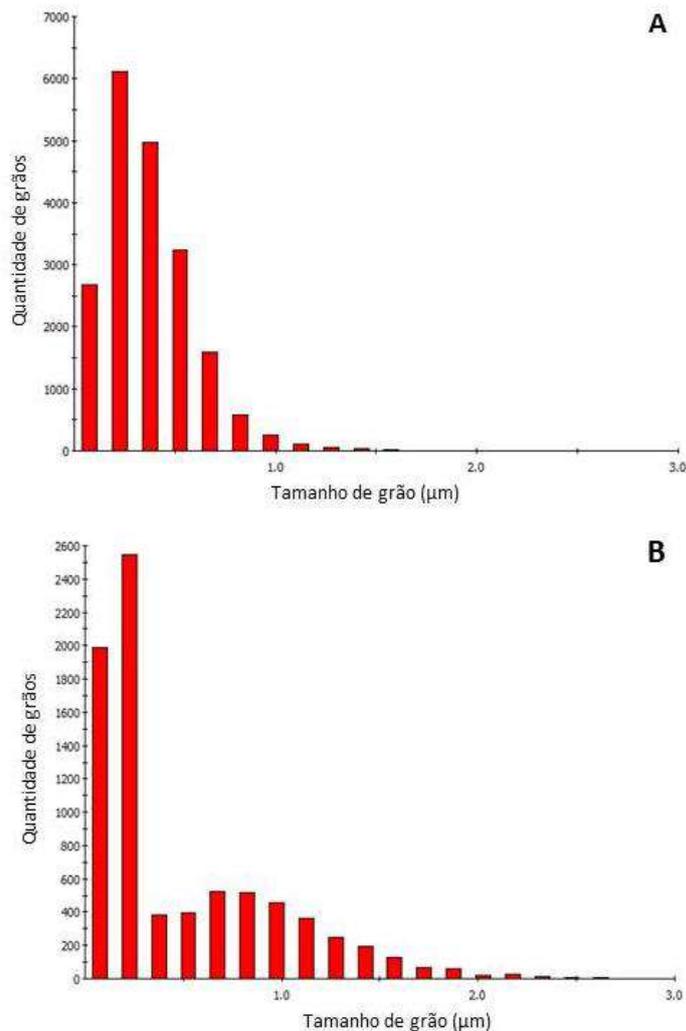


Figura 31: EBSD. Análise quantitativa do tamanho de grão do Aço SAE 1070 recozido a (A) 600°C e (B) 700°C durante 30min.

Analisando os gráficos da Figura 31, pode-se constatar que para ambas as temperaturas a maior parte dos grãos apresentam tamanho de até 1μm. Entretanto, para a temperatura de 700°C observa-se a presença de grãos com tamanho acima de 2μm como era previsto, uma vez que a recristalização foi mais efetiva nesta temperatura propiciando o aumento dos novos grãos. O tamanho médio dos grãos de ferrita é 0,378μm para o recozimento a 600°C e 0,505μm para 700°C. A quantidade de grãos analisados na temperatura de 600°C foi superior a de 700°C devido ao seu tamanho menor e a área varrida, por sua vez, igual em todas as amostras.

5.3 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO

6.3.1 Modelo JMAK

A Figura 32 apresenta o *plote* de Avrami obtido pela linearização da Equação 1 utilizando os resultados experimentais da fração volumétrica recristalizada (V_v) e a Tabela 6 mostra os parâmetros definidos por esse ajuste.

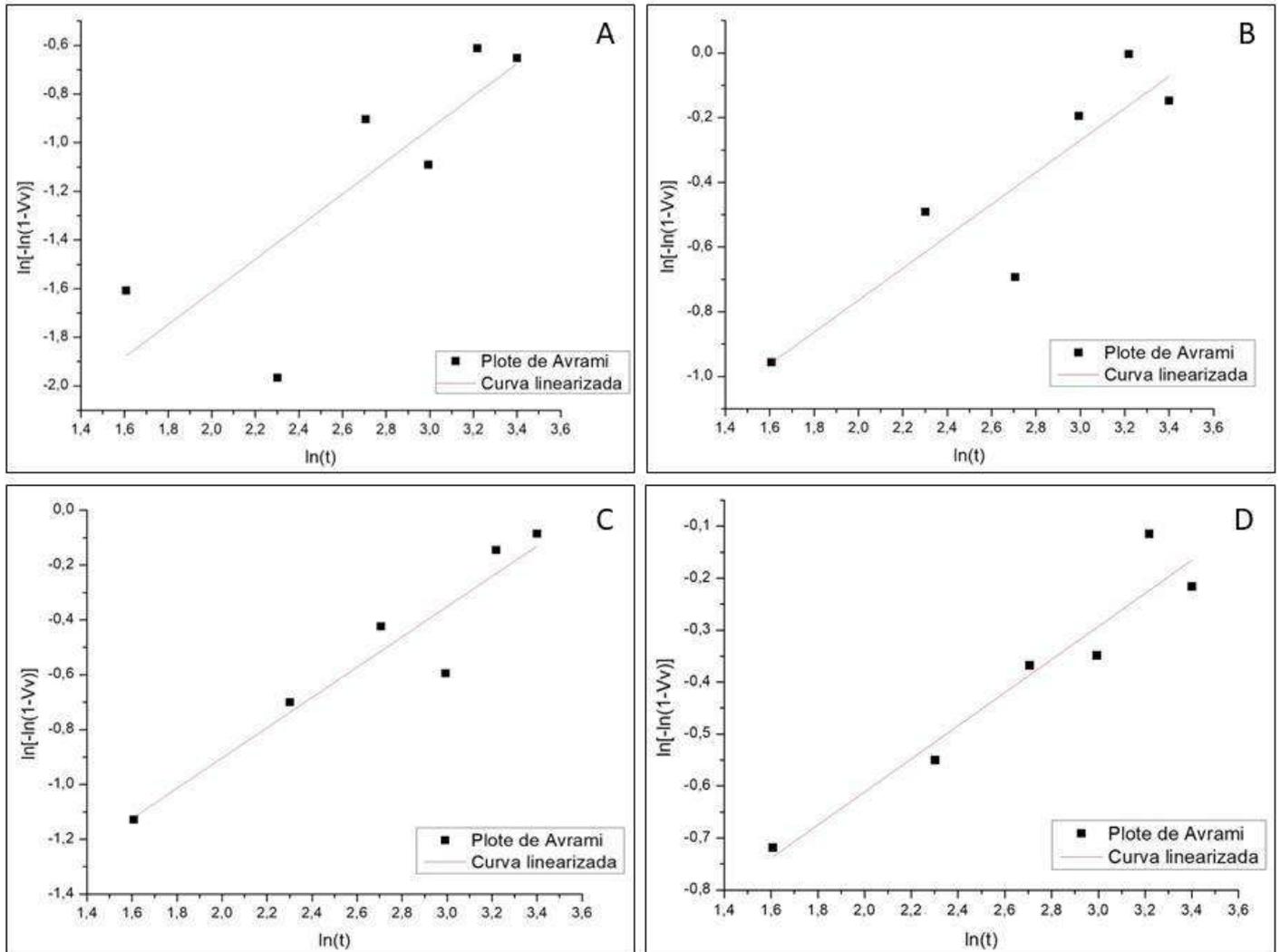


Figura 32: Curva de Avrami com os dados experimentais ajustados por linearização para o aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.

Tabela 6: Parâmetros ajustados do aço SAE 1070 nas temperaturas de recozimento. “K” e “n” são constantes da equação do modelo JMAK e R² é o coeficiente de correlação da linearização.

Temperatura de Recozimento	Parâmetros				
	K	Erro	n	Erro	R ²
400°C	0,0521	0,6554	0,670	0,2363	0,5840
500°C	0,1733	0,3367	0,494	0,1214	0,7568
600°C	0,1343	0,2589	0,551	0,0934	0,8716
700°C	0,2871	0,1294	0,318	0,0467	0,9010

Observa-se pelas curvas linearizadas apresentadas na Figura 32, que a correlação dos pontos torna-se mais ajustada a medida que a temperatura de recozimento aumenta. Esse fato é comprovado pelo coeficiente de correlação da linearização (R²) contido na Tabela 6 que aumenta gradativamente com o aumento da temperatura de recozimento, e uma boa linearização apresenta o R² próximo a 1. Nota-se ainda na Tabela 6, que o valor da constante “n” está bem discrepante com relação ao valor predito por Avrami, que seria próximo a 3. Essa diferença pode ser atribuída as restrições e suposições feitas pela teoria JMAK, e que nem sempre representam o real comportamento do material durante a recristalização. Com as variáveis calculadas a partir do *plote* de Avrami, as equações de cinética de recristalização do modelo JMAK para o aço SAE 1070 recozido a 400°C, 500°C, 600°C e 700°C podem ser expressas respectivamente por:

$$Vv = 1 - \exp(-0,0521 t^{0,670}) \quad (8)$$

$$Vv = 1 - \exp(-0,1733 t^{0,494}) \quad (9)$$

$$Vv = 1 - \exp(-0,1343 t^{0,551}) \quad (10)$$

$$Vv = 1 - \exp(-0,2871 t^{0,318}) \quad (11)$$

A Figura 33 apresenta a curva da Equação 1 com a fração volumétrica recristalizada (Vv) calculada a partir das constantes “k” e “n” definidas pelo *plote* de Avrami e os pontos são os resultados experimentais de Vv.

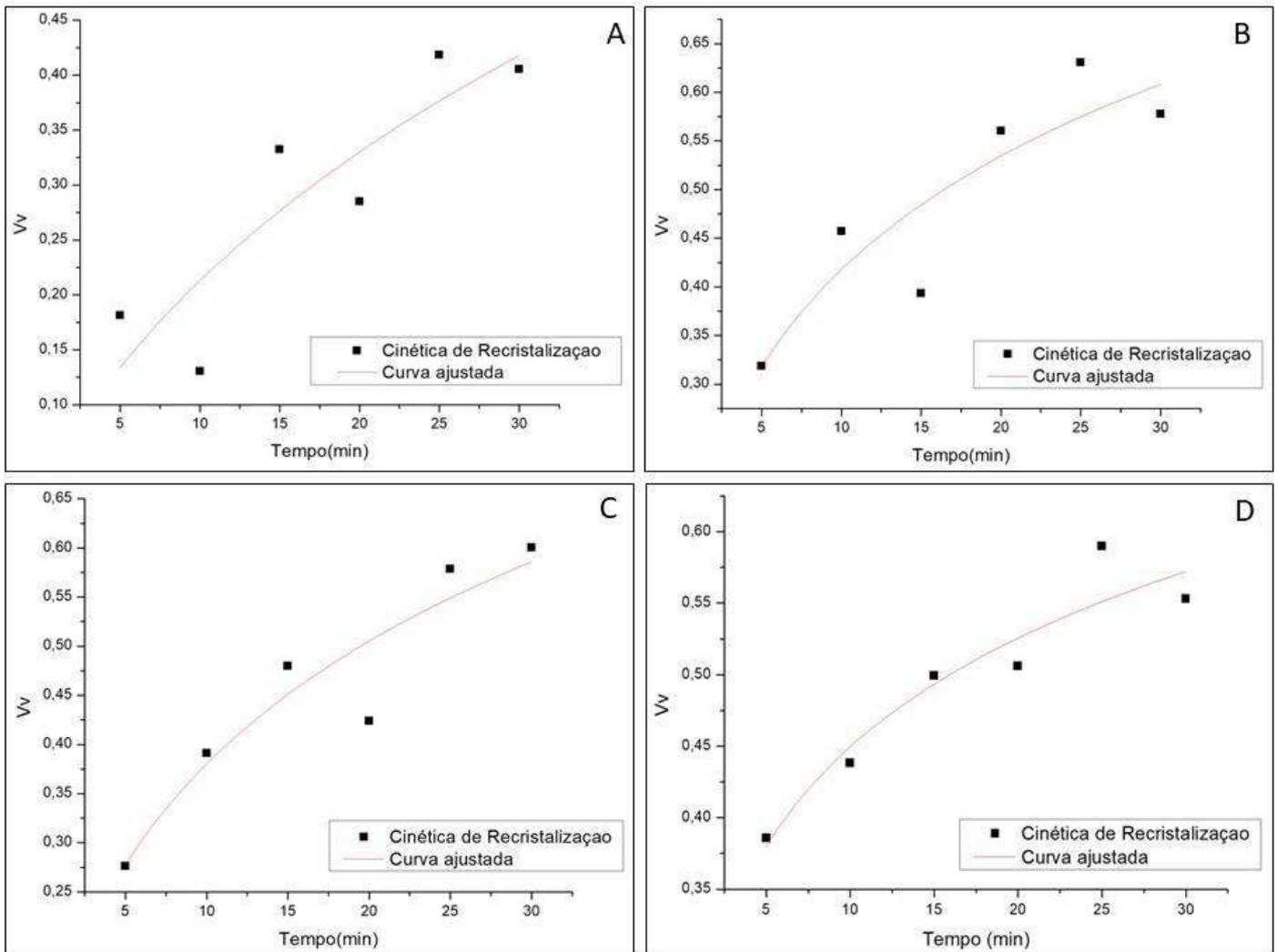


Figura 33: Cinética de recristalização do aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C construída com a equação de JMAK e os dados experimentais da fração volumétrica recristalizada – V_v .

É possível observar que, considerando os erros contidos nas medições experimentais, os pontos estão próximos à curva do modelo. Desta forma, é possível afirmar que a fração volumétrica recristalizada calculada é similar aos resultados encontrados experimentalmente. A tendência, tanto da curva quanto dos pontos, indica um aumento gradativo de V_v em função do tempo de recozimento. A literatura aponta que, a curva que descreve a cinética de recristalização da fração recristalizada em função do tempo apresenta o formato sigmoidal [33]. Esse formato é devido à um período inicial de incubação até o aparecimento dos primeiros grãos recristalizados. Em seguida, a taxa de recristalização aumenta até o ponto que descesse e estabiliza a fração recristalizada próximo a 1 devido a redução da força motriz para a recristalização [105].

A curva não apresenta este formato, não é possível observar a faixa de estabilização da fração volumétrica recristalizada em função do tempo, a medida que a fração se aproxima de 1. Comparando as quatro curvas de temperaturas nota-se uma similaridade tanto no formato quanto no grau de inclinação. Além disso, é possível afirmar que a fração volumétrica recristalizada aumentou consideravelmente de 400°C para 500°C mantendo-se praticamente sem alterações significativas de 500°C para 600°C e por fim, nota-se uma queda relativamente baixa de 600°C para 700°C. Para 400°C o maior índice de recristalização foi observado no recozimento de duração de 25 min, com a fração volumétrica recristalizada de 41,8%, para 500°C ainda no recozimento de 25 minutos, o percentual foi de 63,1%. Já para a temperatura de 600°C, a maior fração volumétrica recristalizada de 60,0% foi obtida no recozimento em 30 min. E por fim, a 700°C a recristalização do material foi mais acentuada no recozimento com duração de 25 min, obtendo um percentual de 58,9%.

Os dados mostram que não há uma regularidade da fração volumétrica recristalizada com relação ao tempo de recozimento. Em todas as temperaturas de recozimento observou-se frações volumétricas recristalizadas maiores em recozimento com durações menores. Essas variações foram mais visíveis nas temperaturas de 400°C e 500°C como ilustra as Figuras 33A e 33B respectivamente. As oscilações podem ser comprovadas pelos valores dos coeficientes de correlação apresentados na Tabela 6, que possuem valores mais baixos comparados aos apresentados nas temperaturas de 600°C e 700°C.

Já com relação a análise da fração volumétrica recristalizada em função da temperatura de recozimento, apesar do maior percentual de recristalização ter sido obtido na temperatura de 500°C, apenas no recozimento a 600°C a fração volumétrica recristalizada continuou aumentando até a maior duração do recozimento, de 30 minutos. Desta forma, é possível inferir que, nas condições impostas neste trabalho, o aço SAE1070 tem o potencial para recristalização favorecido a temperatura de 600°C, uma vez que os dados obtidos experimentalmente ajustam-se melhor ao modelo JMAK e mostram uma tendência de aumento da fração volumétrica recristalizada com o aumento do tempo de recozimento. Isso permite acreditar, pela tendência apresentada no gráfico, que com recozimentos de durações maiores que 30 minutos o material, nesta temperatura, continuaria a aumentar a fração recristalizada.

6.3.2 Caminho Microestrutural

A Figura 34 apresenta o gráfico da área superficial por unidade de volume em função do tempo de recozimento com a curva ajustada a Equação 2 e a Tabela 7 mostra os parâmetros obtidos por esse ajuste.

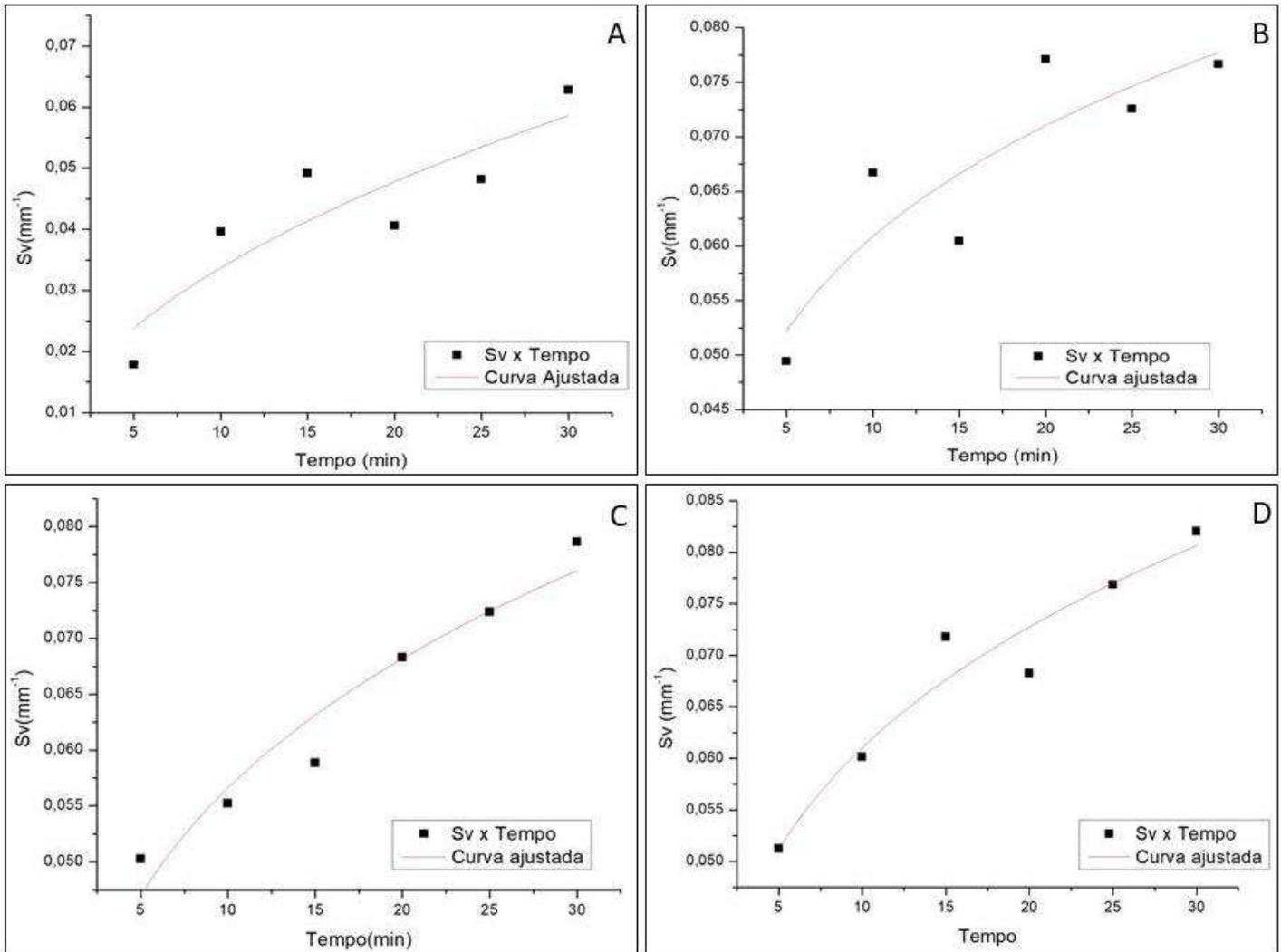


Figura 34: Área superficial por unidade de volume (S_v) em função do tempo de recozimento e curva ajustada a Equação 3 para o Aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.

Tabela 7: Parâmetros ajustados do aço SAE 1070 para descrever a evolução de superfícies por unidade de volume. “B” e “m” são constantes da Equação 2 e R^2 é o coeficiente de correlação.

Temperatura de Recozimento	Parâmetros				
	B	Erro	m	Erro	R^2
400°C	0,0105	0,0048	0,5036	0,1504	0,7427
500°C	0,0360	0,0065	0,2222	0,0613	0,7352
600°C	0,0304	0,0033	0,2688	0,0365	0,9213
700°C	0,0340	0,0035	0,2535	0,0352	0,9198

Os gráficos da Figura 34 permitem verificar que as curvas ajustadas apresentam similaridades em seu formato para todas as temperaturas de recozimento, indicando um crescimento ao longo do tempo. A literatura reporta que a área superficial por unidade de volume cresce até determinado momento, em seguida há uma queda gradativa. Esse formato era esperado uma vez que S_v é calculado a partir das interseções entre regiões recuperadas e recristalizadas. Desta forma, com o aumento do tempo de recozimento a tendência é aumentar as regiões recristalizadas que se encontram agrupadas. O ponto máximo que antecede a queda de S_v é caracterizado pela ocorrência de *impingement*, fenômeno que descreve o início da interação entre os núcleos em crescimento. Deste ponto em diante, se não houver o surgimento de novos núcleos a tendência é reduzir as áreas superficiais por unidade de volume enquanto que os grãos crescem livres de interferência [106].

Observando os pontos referentes aos valores experimentais e a curva ajustada a eles é possível afirmar que nas temperaturas e tempos de recozimento estudadas neste trabalho não foi possível observar a ocorrência de *impingement* no material. O processo de recristalização ainda está disperso o suficiente para evitar a queda da área superficial por unidade de volume. A não ocorrência do *impingement* pode ser justificada pelo baixo percentual de recristalização apresentado pelo material no modelo JMAK, que teve a fração volumétrica recristalizada máxima de 63,1%.

As curvas ajustadas da área superficial por unidade de volume em função do tempo de recozimento, também denominadas de curvas de DeHoff, não apresentaram o formato esperado de uma curva parabólica com cavidade voltada para baixo, entretanto, ainda assim elas permitem algumas conclusões. O crescimento da área superficial por unidade de volume em função do tempo de recozimento apresenta um crescimento muito mais regular comparado à fração volumétrica recristalizada apresentada na Figura 33. Há poucos pontos onde S_v

apresenta valores menores para tempos de recozimento maiores. Esse fato também é comprovado pelo coeficiente de correlação das curvas que apresentam valores elevados, principalmente para as temperaturas de 600°C e 700°C, demonstrando o bom ajuste dos pontos a curva como apresenta a Tabela 7.

Já analisando a área superficial por unidade de volume em relação a temperatura de recozimento, observa-se que o maior valor de S_v cresceu em função do aumento da temperatura. Para 400°C o maior valor de S_v obtido foi de 0,0628 em 30 minutos de recozimento, para 500°C, 0,0771 em 20 minutos, para 600°C, 0,786 em 30 minutos e por fim, para 700°C, 0,0821 em 30 minutos. Desta forma, pode-se concluir que a área superficial por unidade de volume cresceu gradativamente em função tanto do aumento do tempo de recozimento quanto da temperatura, mostrando comportamento muito mais linear que a fração volumétrica recristalizada.

A Figura 35 apresenta o gráfico com a curva do caminho microestrutural ajustada a Equação 4 e a Tabela 8 mostra os parâmetros obtidos com esse ajuste.

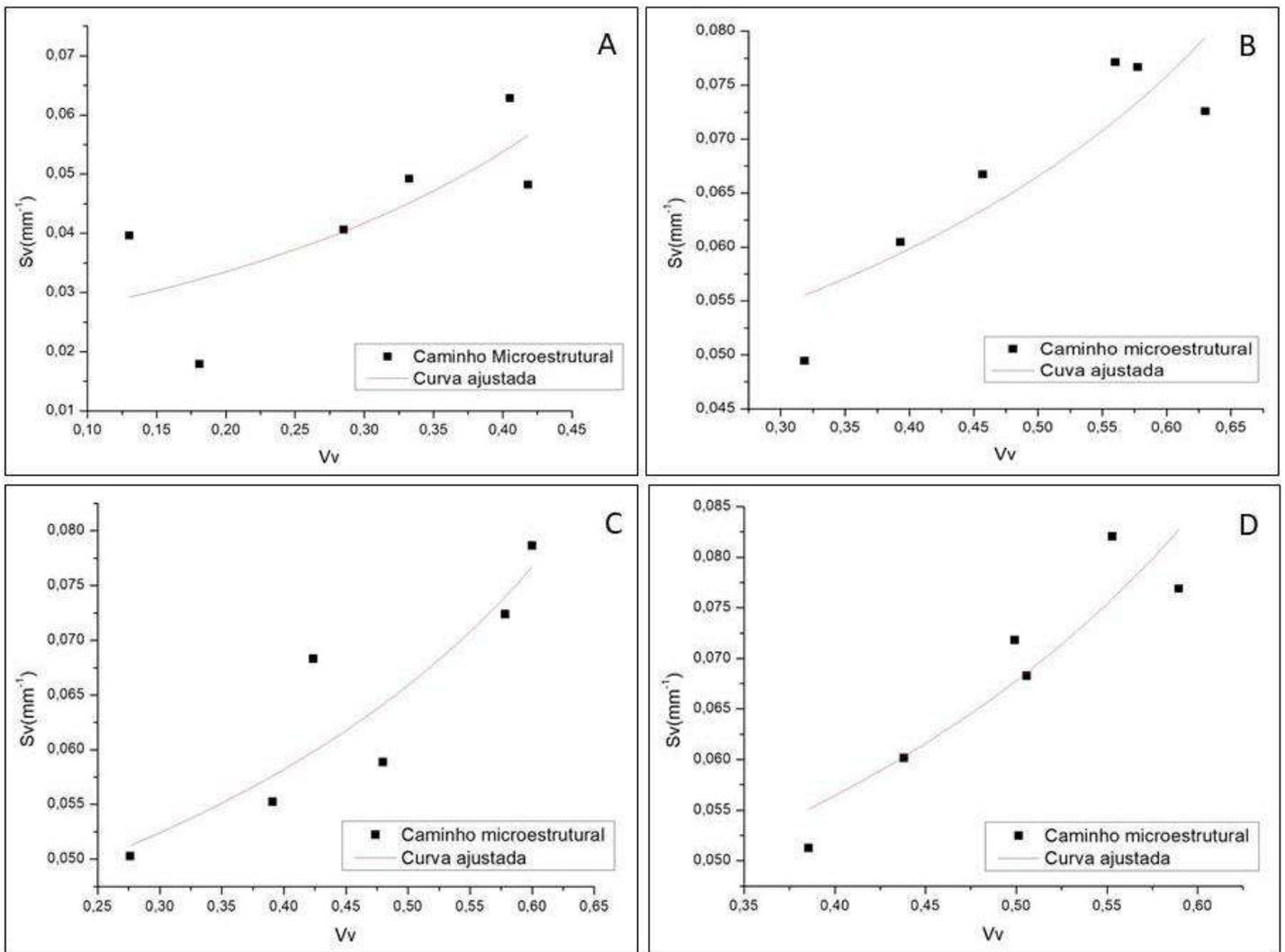


Figura 35: Caminho microestrutural. Área superficial por unidade de volume (S_v) em função da fração volumétrica recristalizada (V_v) com a curva ajustada a Equação 4 para o aço SAE 1070 recozido a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.

Tabela 8: Parâmetros ajustados aço SAE 1070 as temperaturas de recozimento para descrever a evolução de superfícies por unidade de volume em função da fração recristalizada. “C” e “q” são constantes do caminho microestrutural descritas na Equação 4.

Temperatura de Recozimento	Parâmetros				
	C	Erro	q	Erro	R^2
400°C	0,0230	0,0078	-1,6430	0,7543	0,4703
500°C	0,0443	0,0058	-0,5850	0,1689	0,7082
600°C	0,0411	0,0049	-0,6805	0,1666	0,7635
700°C	0,0337	0,0058	-1,0070	0,2329	0,7937

Analisando as curvas da Figura 35 observa-se novamente uma semelhança com relação ao formato e a inclinação das curvas ajustadas ao modelo do caminho microestrutural ao longo das temperaturas analisadas. O formato esperado de uma semiesfera com cavidade voltada para baixo, como aponta a literatura, não foi obtido. Na verdade, todas as curvas apresentam uma tendência oposta, onde a cavidade está voltada para cima, fato este que implicou no valor negativo apresentado pelo parâmetro “q” como mostra a Tabela 8.

O caminho microestrutural é a metodologia que fornece informações mais seguras em relação ao tipo de nucleação ocorrida durante o tratamento térmico [106]. Vandermeer [66] em seu trabalho relaciona a constante “q” da Equação 4 com características microestruturais durante a recristalização. O valor da constante “q” pode ser utilizado para decidir se a nucleação apresenta distribuição randômica ou não. Um “q” menor do que 0,667 é um indicativo de que a recristalização dos grãos tende a se agrupar. Já quando a constante apresenta o valor próximo a 0,667, o impingement é uniforme o que representa uma distribuição randômica dos núcleos. E ainda, quando a taxa de nucleação é constante, a constante “q” terá sua magnitude em torno de 0,75.

Desta forma, os valores de “q” calculados a partir do ajuste da curva da Equação 4, apresentado na Tabela 8, levam a inferir que, mesmo os valores estando dentro do esperado em módulo, o sinal negativo apresentado em todas as temperaturas de recozimento impede afirmar o tipo de nucleação sofrida pelo material. De fato, nenhuma das curvas do modelo do caminho microestrutural, “Sv x Tempo” e “Sv x Vv”, estavam próximas ao esperado, deduzir o tipo de nucleação baseado apenas nos valores absolutos apresentado pelos parâmetros da curva ajustada seria imprudente.

Analisando os resultados encontrados para todas as temperaturas de recozimento trabalhadas neste estudo, verifica-se que ambos os modelos não descrevem de forma satisfatória a cinética de recristalização do material. O modelo JMAK baseia-se em modelos matematicamente exatos e que faz suposições com relação ao formato do núcleo, a sua distribuição na matriz e a velocidade de crescimento. Quando essas suposições não se adequam as características de recristalização do material em questão, a aplicação do modelo se torna inviável para descrever a cinética de recristalização. Já o caminho microestrutural, representa uma melhoria da metodologia do JMAK, pois é um modelo mais realístico, com restrições mais flexíveis e padrões geométricos complexos. Apesar da flexibilização com relação ao modelo JMAK, a metodologia do caminho microestrutural ainda faz suposições tais como: a distribuição espacial dos núcleos é randômica e a taxa de crescimento é um

parâmetro global ao invés de local. Desta forma, ambos os modelos podem gerar conflitos na modelagem realística da cinética de recristalização [33].

O material, por sua vez, apresenta uma série de características que interferem consideravelmente no processo de recristalização, dificultando ainda mais sua adequação a um modelo genérico de cinética de recristalização. Dentre esses fatores pode-se citar a estrutura deformada “curling” característica do processo de trefilação de aços perlíticos. Essa estrutura inibe a recristalização, pois apresenta uma textura intensa das fibras, que reduz a força motriz para a recristalização e diminui a mobilidade dos contornos de grão pela formação de contornos de grão de baixo ângulo [11,42]. Outro aspecto a ser considerado é a formação de esferoides durante o tratamento térmico, que assim como a recuperação, competirá pela energia armazenada no material, reduzindo desta forma o potencial para a nucleação e crescimento de novos grãos. Segundo Vandermeer [107], alguns desvios na aplicação dos modelos podem basear-se na ocorrência de competição entre recuperação e recristalização, principalmente quando o material sofre recozimento em baixas temperaturas.

6.3.3 Modelo de Kuziak

O modelo de Kuziak é um modelo de cinética de recristalização baseado na equação de Avrami que determina o tempo para que o processo de recristalização atinja o percentual de 50%. Embora os experimentos para obtenção da equação que descreve o comportamento do material tenham sido realizados em condições distintas de processamento, o material é similar ao estudado neste trabalho, um aço com o mesmo percentual de carbono. Tendo em vista as particularidades deste material que impossibilitaram descrever sua cinética de recristalização por meio dos modelos JMAK e Caminho microestrutural, o modelo de Kuziak mostra-se como uma alternativa a ser validada. A equação para o modelo de Kuziak é descrita por:

$$t_{0.5x} = 2.4 \times 10^{-8} \varepsilon^p \varepsilon_i^{-0.29} D^{-0.2} \exp(160420/RT)$$

Onde ‘ ε ’ é a deformação, ‘ ε_i ’ é a taxa de deformação, ‘D’ é o tamanho de grão, ‘R’ é a constante dos gases, ‘T’ a temperatura absoluta e por fim, ‘p’ pode ser descrito seguindo a relação:

$$p = -1.006 D^{0.22}$$

O modelo de Kuziak contempla as variáveis de deformação acumulada e a taxa de deformação, pois o processamento realizado em sua pesquisa foi laminação a quente com diversos passes de deformação a uma temperatura de 900°C. Será considerada a deformação acumulada de 2,52 sofrida pelo aço SAE 1070 via trefilação como sendo o valor absoluto e para a taxa o valor de 0,21 que representa a média das deformações nos 12 passes de redução.

A Tabela 9 apresenta os dados empregados no modelo de Kuziak em todas as temperaturas de recozimento analisadas.

Tabela 9: Dados do Modelo de Kuziak para todas as temperaturas de recozimento.

Temperatura de Recozimento	Tamanho de Grão (μm)	p	$t_{0.5x}$ (min)
400°C	0,1988	-0,7051	1262,55
500°C	0,3069	-0,77578	26,62
600°C	0,3780	-0,81217	1,41
700°C	0,5050	-0,86561	0,13

Os resultados apresentados na Tabela 9 indicam os tempos para completar a metade do processo de recristalização extremamente discrepantes entre as temperaturas. Com exceção da temperatura de 500°C, nenhum dos tempos calculados segundo o modelo de Kuziak é compatível com as características apresentadas pelo material ao longo do recozimento. Logo, conclui-se que o modelo de Kuziak mostrou-se muito eficiente para cinética de recristalização com tratamento térmico isotérmico, previsão do tamanho de grão em função do tempo de recozimento, correlação de dados microestruturais para modelos de propriedades mecânicas, como mostram diversos estudos [15,108,109]. Entretanto, para modelar a cinética de recristalização do aço SAE 1070 nas condições impostas neste trabalho, os resultados foram insatisfatórios.

A Tabela 10 apresenta a comparação entre os tempos para obter 50% do material recristalizado calculado de forma experimental, com a equação do modelo JMAK e por fim com o modelo de Kuziak.

Tabela 10: Tempo de recozimento para 50% de recristalização calculados experimentalmente, através do modelo JMAK e Kuziak.

Temperatura de Recozimento	Dados experimentais		Equação JMAK	Modelo Kuziak
	V _v	Tempo (min)	Tempo (min) V _v (50%)	t _{0,5x} (min)
400°C	41,9 %	25	47,5	1262,5
500°C	56,0%	20	16,5	26,6
600°C	47,9 %	15	19,6	1,4
700°C	49,9 %	15	15,9	0,1

Os dados experimentais apresentados na Tabela 10 são os valores calculados da fração volumétrica recristalizada por meio da metalografia quantitativa mais próximos a 50% e o seu tempo de recozimento correspondente. Nem todos os valores estão próximos ao desejado, como por exemplo para 400°C, já que para essa temperatura, 41,9% foi a fração recristalizada máxima apresentada pelo material. Já o tempo do modelo JMAK foi calculado com as Equações 8, 9, 10 e 11 substituindo o valor de V_v por 0,5. E por fim, os valores do modelo de Kuziak foram calculados segundo a Equação 5 com os dados da Tabela 9. Comparando os tempos, observa-se que nenhum modelo conseguiu descrever os resultados obtidos experimentalmente, de fato, há apenas uma boa correlação na temperatura de 500°C com o modelo de Kuziak e em 700°C com o modelo JMAK.

6.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Aços que contém cementita, como o aço SAE 1070, podem ser considerados como compostos de carbonetos frágeis embutidos em uma matriz ferrítica dúctil. A deformação plástica desses aços introduz uma tensão descontínua entre a ferrita, com elevada ductilidade, e a cementita, que apresenta menor capacidade de se deformar, resultando em um estado de stress interno [110]. As propriedades mecânicas do material foram avaliadas por meio de ensaios de tração e dureza Vickers. A Tabela 11 apresenta os resultados para o material na condição inicial e após o processo de trefilação.

Tabela 11: Propriedades Mecânicas do aço SAE 1070 na condição inicial e após o processo de trefilação.

	Limite de Resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (Vickers)
Material de Partida	1028	532	11,4	319
Material Deformado	2045	1886	0,98	561

Como pode ser observado pelos dados da Tabela 11, há um aumento de aproximadamente 99% na resistência e 76% na dureza do material após uma deformação acumulada de 2,52 durante a trefilação. Observa-se também um aumento drástico do limite de escoamento acompanhado de uma redução considerável do alongamento percentual que indicam uma perda na capacidade do material de se deformar plasticamente. Os aços perlíticos apresentam mecanismos específicos de deformação que possibilitam alcançar elevada resistência. A redução do espaçamento interlamelar, a fragmentação das lamelas de cementita, a interação entre os átomos de carbono e as discordâncias, a anisotropia entre as seções transversal e longitudinal são alguns dos fatores que contribuem para as características mecânicas apresentadas por esse material após uma deformação por trefilação.

A Tabela 12 apresenta as propriedades mecânicas do aço SAE 1070 após o recozimento com diferentes temperaturas e duração.

Tabela 12: Propriedades Mecânicas do aço SAE 1070 após o recozimento.

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
400	10	1995	1863	3,3
	20	1951	1837	2,4
	30	1809	1671	2,9
500	10	1603	1503	2,1
	20	1530	1436	1,8
	30	1487	1389	2,0
600	10	1124	1000	1,7
	20	1093	980	1,9
	30	1007	912	1,5
700	10	811	745	2,1
	20	738	676	2,4
	30	694	500	3,2

É possível observar através dos dados da Tabela 12 que o recozimento realizado a 400°C durante 5 min reduziu bem pouco os limites de resistência e escoamento, entretanto triplicou o valor do alongamento percentual comparado ao material deformado. Isso permite afirmar que o recozimento a baixa temperatura e pouca duração manteve a resistência, mas melhorou significativamente a ductilidade do aço SAE 1070.

Ainda na Tabela 12 nota-se que os limites de resistência e escoamento decrescem linearmente com o aumento da temperatura e do tempo de recozimento. Observa-se também que mesmo com um tempo de recozimento menor, a temperatura mais elevada faz com que haja uma redução dos limites de resistência e escoamento comparado com a temperatura menor e maior tempo de recozimento. Ou seja, o tempo máximo determinado nesse trabalho de 30 min não supera, a nível de restauração microestrutural, um aumento de 100°C na temperatura de recozimento a 10 min por exemplo. O mesmo comportamento não é observado no alongamento percentual, que apresenta uma redução irregular até a temperatura de 600°C e aumenta consideravelmente na temperatura de 700°C, a medida que o tempo de recozimento também aumenta.

As Figuras 36, 37, 38 e 39 apresentam os gráficos de Tensão x Deformação com recozimento de duração de 10, 20 e 30 min nas temperaturas de 400°C, 500°C, 600°C e 700°C respectivamente.

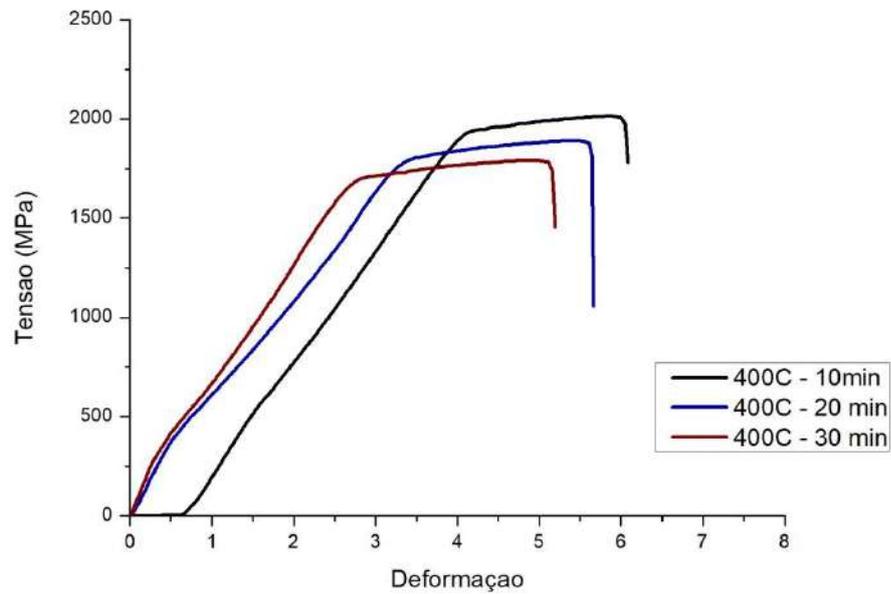


Figura 36: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 400°C durante 10, 20 e 30 min.

O gráfico da Figura 36 permite observar que o efeito do tempo de recozimento nas propriedades mecânicas do material, à medida que o tempo de recozimento aumenta há uma redução dos limites de resistência e escoamento e um aumento do grau de deformação plástica que o material suportou, ou seja, um aumento de ductibilidade.

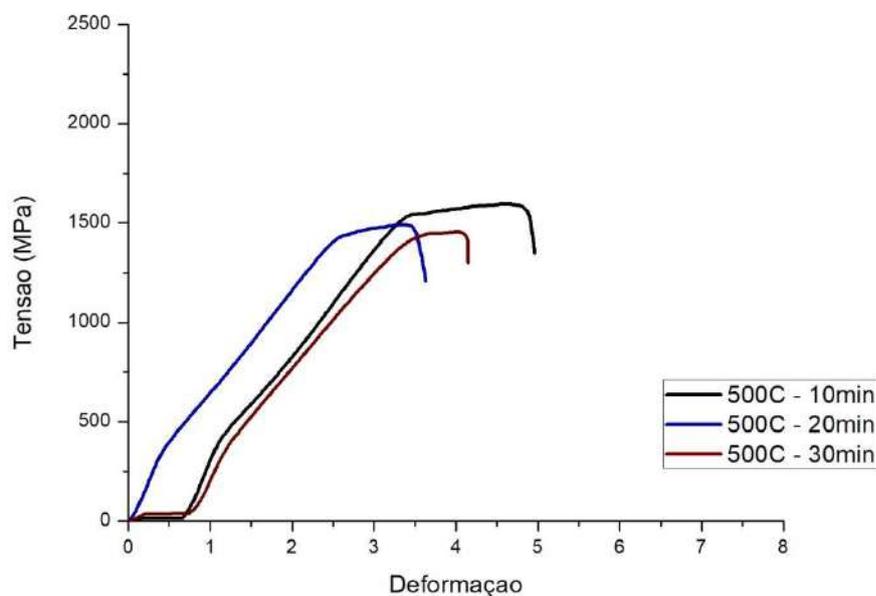


Figura 37: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 500°C com tempos de 10, 20 e 30 min.

Comparando os gráficos das Figuras 36 e 37 nota-se que houve uma redução visível da resistência e da deformação suportada pelo material, comportamento esperado devido ao aumento da temperatura de recozimento. Entretanto, houve uma redução da deformação plástica à medida que o tempo aumentou, resultado contrário ao observado na temperatura de 400°C. Esse comportamento pode estar relacionado as mudanças microestruturais ocorridas no material nessa temperatura. A 500°C a estrutura do material inicia o processo de mudança da morfologia da cementita de lamelas para esferoides. As propriedades mecânicas apresentadas por estas duas estruturas são distintas.

Segundo Bruckner [111], o comportamento mecânico dos materiais com estrutura lamelar e esferoidizada é diferente, principalmente quando submetidos a tensão de tração, devido a forma como surgem as trincas ou fissuras antes da fratura. As trincas nas colônias de perlita tendem a ocorrer em colônias cujas lamelas de cementita estão orientadas paralelas ao eixo de tração [111]. Já a orientação das fissuras nas partículas esferoidizada de cementita deformadas tanto por tração, compressão ou torção tende sempre a ser perpendicular a direção de máxima deformação de tração [112].

Já Song [113] verificou que a morfologia da cementita tem efeitos complexos nas propriedades mecânicas do material. A cementita sob a forma de lamelas espessas ou esferoides é considerada como o local preferencial para a ocorrência de danos e a principal

característica microestrutural prejudicial aos aços. Isso ocorre em função da baixa adesão da cementita na matriz ferrítica e da diferença entre o comportamento elástico-plástico apresentado por esses dois constituintes [114]. Ainda segundo Song [113], que em seu estudo comparou as propriedades mecânicas de um aço C-Mn com estrutura perlítica e cementita globular, concluiu que, comparado com a cementita lamelar, a cementita esferoidizada exerce um efeito maior na tenacidade do material. E com relação à ocorrência de fratura por clivagem, a morfologia e a dispersão das partículas de cementita não exerceram influencia direta.

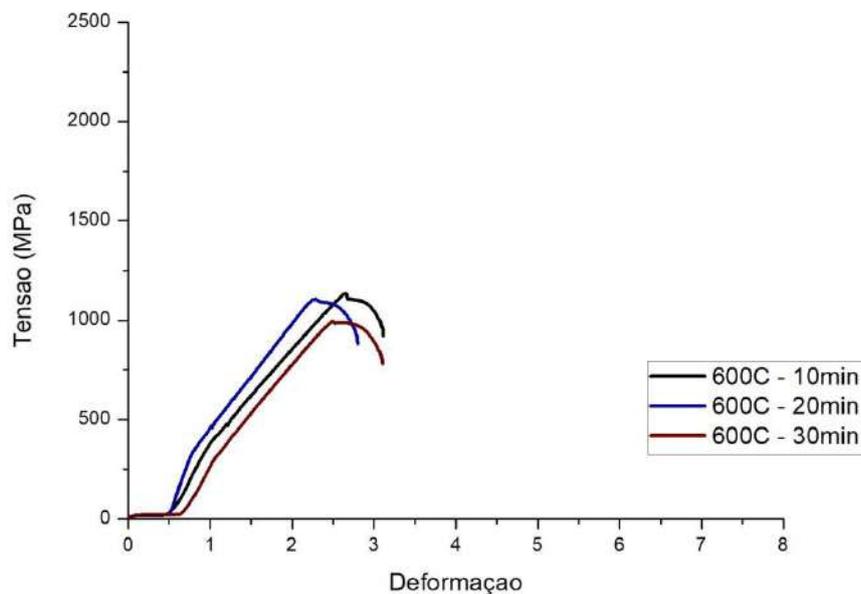


Figura 38: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 600°C com tempos de 10, 20 e 30 min.

A Figura 38 apresenta o comportamento mecânico do aço SAE 1070 para recozimento a 600°C, a resistência do material continuou reduzindo, assim como os níveis de deformação. Observa-se também que a duração do recozimento teve pouca influência nas propriedades do material, uma vez que as curvas estão bem próximas uma das outras. Comparando as curvas das Figuras 36, 37 e 38 observa-se uma redução gradativa do grau de deformação plástica suportado pelo material. Esse resultado é contrário ao esperado, uma vez que o aumento do tempo e da temperatura de recozimento potencializam os fenômenos de restauração, que são responsáveis pela redução da resistência e aumento da ductibilidade do material. A resistência vem decrescendo com o aumento da temperatura e do tempo, como pode ser visualizado nos gráficos e na Tabela 12. No entanto, a ductibilidade apresenta comportamento oposto.

A microestrutura do material a 600°C, nos tempos de 10, 20 e 30 min é constituída de cementita esferoidizada em uma matriz ferrítica, como ilustra a Figura 10. No estudo de Tanaka e Matsuoka [110] foram encontrados resultados que indicam que a cementita em formato lamelar é mais eficiente para sustentar a tensão interna do que a esferoidizada. Resultados similares também foram obtidos em [115] que sugerem que, o alívio das tensões locais ocasionado pelo movimento das discordâncias na vizinhança das partículas de cementita, ocorre mais rapidamente para a geometria esférica do que a lamelar. Ou seja, é possível afirmar que, o material com estrutura perlítica irá apresentar menor resistência comparado ao mesmo material esferoidizado em virtude da elevada tensão interna nas partículas lamelares com relação as globulares [110].

Entretanto Song [113] afirma que aços com a presença de partículas globulares de cementita dispersas na microestrutura apresentam elevada ductilidade uma vez que essas partículas melhoram a capacidade de endurecimento. A elevada fração volumétrica de partículas finas de cementita dispersas aumentam efetivamente a taxa de endurecimento pois promovem o acúmulo de discordâncias ao redor das partículas.

Desta forma, é possível afirmar que as partículas de cementita esféricas dispersas no material interagem com as discordâncias, durante uma deformação a frio, de forma a aumentar a capacidade de endurecimento e ductilidade do material. Já quando o material é submetido a um tratamento térmico, o alívio das tensões e o rearranjo das discordâncias é potencializado pela presença dessas partículas, tornando o material menos frágil, logo, mais resistente.

De acordo com o trabalho de Strnadel [116], com um aço baixo carbono esferoidizado, há uma redução gradativa e linear na resistência do material com o aumento da temperatura. Ainda segundo esse mesmo trabalho, um comportamento contrário foi observado para a tenacidade à fratura, onde o aumento da temperatura refletiu na maior capacidade do material resistir á fratura. Desta forma, um dos fatores que pode estar contribuindo para a baixa ductilidade apresentada pelo material nas temperaturas de 500°C e 600°C é a alteração na microestrutura sofrida pelo material e a mudança de morfologia da cementita, que interage de maneira diferente com as discordâncias e os demais elementos microestruturais.

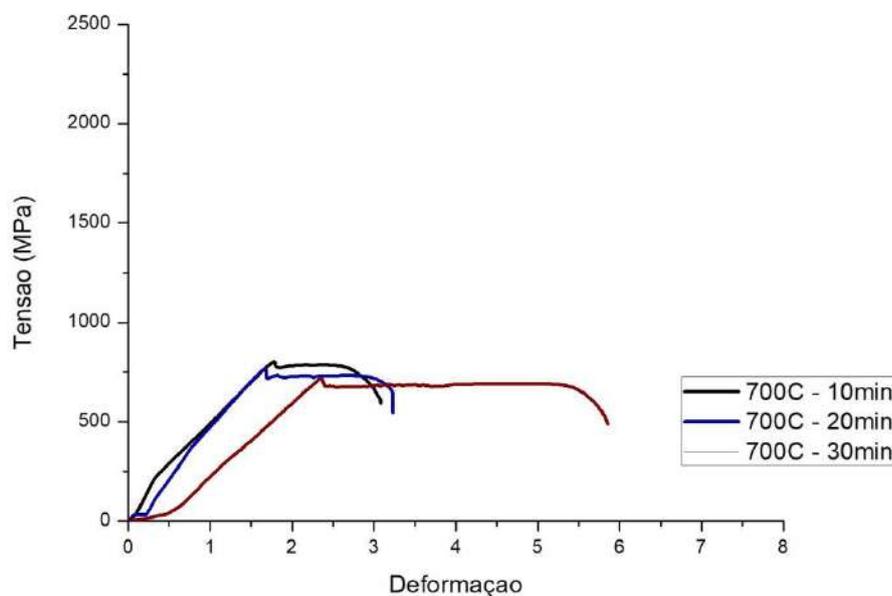


Figura 39: Gráfico Tensão x Deformação do aço SAE 1070 recozido a 700°C com tempos de 10, 20 e 30 min.

Por fim, a Figura 39 apresenta o gráfico de recozimento a 700°C. As curvas dos tempos de recozimentos apresentam diferenças significativas entre si, principalmente a curva de 30 min comparada as demais. Observa-se que para esse tempo de tratamento térmico, o material apresentou uma deformação elevada próxima ao valor do material recozido a 400°C por 10 min. Comparando as duas curvas, 400°C -10 min e 700°C - 30min, ou seja, os dois extremos do tratamento térmico, nota-se um mesmo nível de deformação à tensões suportadas distintas. O material recozido a 400°C por 10 min apresenta um limite de resistência de 1995 MPa e alongamento percentual de 3,3 enquanto que, o material recozido a 700°C por 30 min possui o limite de resistência de 694 MPa e alongamento percentual de 3,2, conforme a Tabela 12.

Além da diferença entre os valores de resistência, os gráficos das Figuras 36 e 39 permitem inferir que, os níveis de deformação são próximos, entretanto para o material recozido a 400°C por 10 min maior parte da deformação sofrida é elástica enquanto que para o material recozido a 700°C por 30 min a deformação elástica é bem menor comparada a plástica. A 400°C o nível de deformação é em função da elevada tensão que o material suporta, já a 700°C essa mesma deformação é atribuída a ductibilidade restaurada. Os resultados encontrados nos ensaios de tração estão de acordo com os apresentados na literatura. Na estrutura perlítica, a ferrita é separada pela cementita frágil e dura que impede a

cooperação durante a deformação. Por esse fato, a estrutura lamelar é incapaz de oferecer elevada plasticidade [90]. Já o material com estrutura esferoidizada pode apresentar valores superiores de plasticidade e alongamento como mostra os estudos em [117,118]. O tamanho dos esferoides também influencia as propriedades mecânicas dos aços esferoidizados, onde o alongamento aumenta proporcionalmente com o crescimento dos esferoides [90].

A Tabela 13 e a Figura 40 apresentam os valores de dureza Vickers do material em função do tempo e da temperatura de recozimento.

Tabela 13: Dureza Vickers do aço SAE 1070.

Temperatura de Recozimento	Tempo de Recozimento (min)					
	5	10	15	20	25	30
400°C	542 ± 11	547 ± 10	538 ± 8	535 ± 5	531 ± 11	532 ± 7
500°C	526 ± 14	480 ± 5	504 ± 6	493 ± 7	493 ± 9	505 ± 6
600°C	432 ± 9	362 ± 14	353 ± 6	376 ± 7	365 ± 12	351 ± 11
700°C	328 ± 13	304 ± 12	244 ± 4	280 ± 11	234 ± 7	226 ± 4

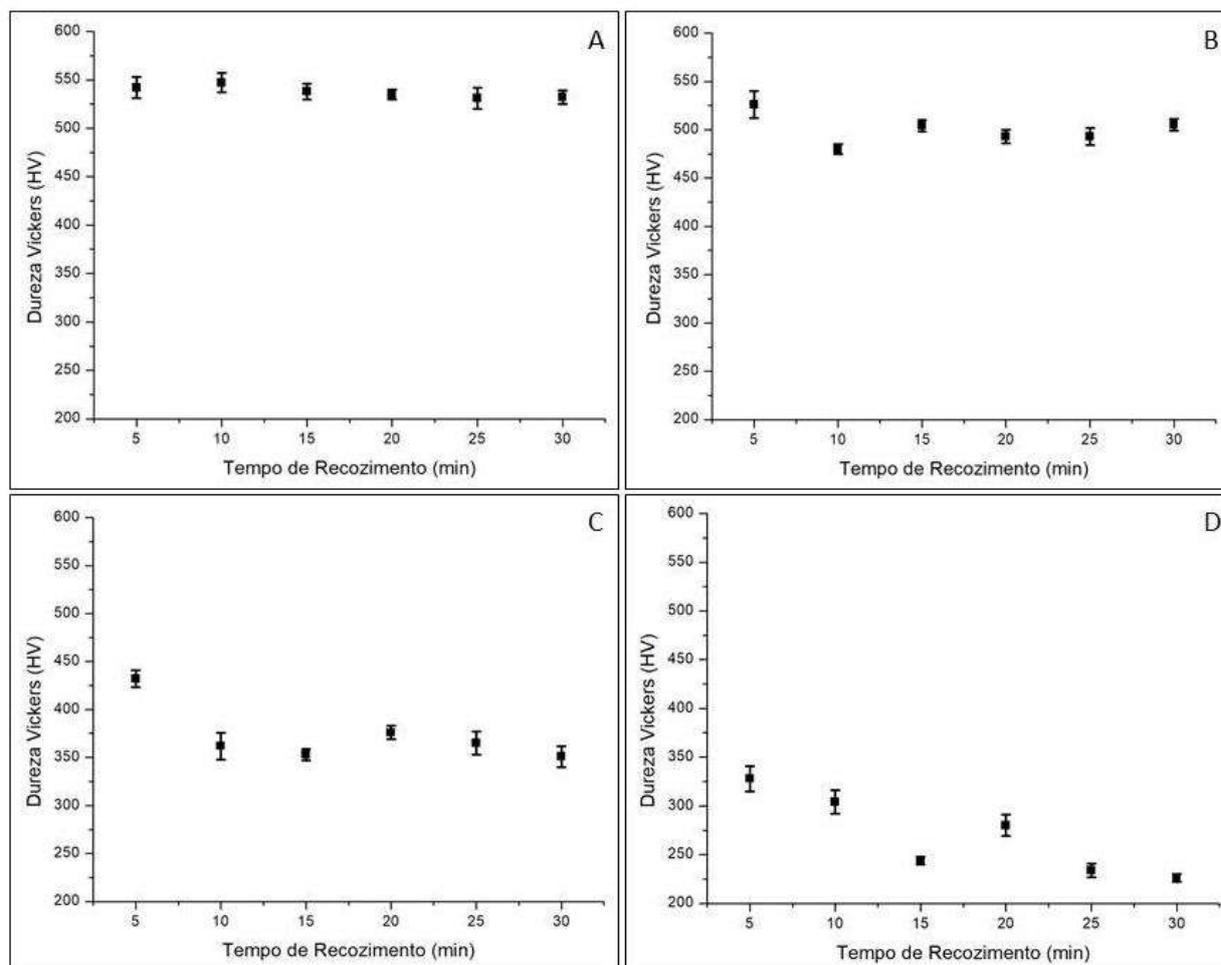


Figura 40: Dureza Vickers do aço SAE 1070 para recozimento a (A) 400°C, (B) 500°C, (C) 600°C e (D) 700°C.

A partir da análise da Figura 40 pode-se afirmar que a dureza não apresenta um comportamento linear de queda em função do tempo de recozimento para nenhuma das temperaturas. Foi possível observar também que algumas amostras apresentaram dureza com valor superior em um tempo de recozimento maior, quando o que se esperava era a redução da dureza com o aumento do tempo de recozimento. Essa redução era esperada devido aos fenômenos de restauração que ocorrem gradativamente à medida que aumenta o tempo e a temperatura de recozimento.

Entretanto, comparando os valores de dureza entre as temperaturas, nota-se que há sempre uma redução. Ao observar os dados da Tabela 13, em cada uma das colunas, verifica-se que para um mesmo tempo de recozimento, a dureza decresce gradativamente de 400°C até 700°C. A redução média da dureza para o mesmo tempo de recozimento é de 7% entre 400°C e 500°C, 25% entre 500°C e 600°C e por fim, 28% entre 600°C e 700°C. Desta forma, conclui-

se que a temperatura é o fator preponderante responsável pela redução da dureza em relação a duração do recozimento, e que as maiores reduções nos valores da dureza ocorre nas temperaturas de 600°C e 700°C.

Os mecanismos de endurecimento para os materiais com estrutura perlítica e esferoidizada apresentam algumas diferenças. Segundo Zelin [11] o endurecimento dos aços perlíticos é ocasionado pela redução da espessura das lamelas, o aumento da fração volumétrica das interfaces e o aumento da densidade de discordâncias que formam paredes de discordâncias da mesma largura do espaçamento interlamelar. Já o endurecimento dos aços esferoidizados é caracterizado por um conjunto de fatores que contribuem mutuamente para o aumento da dureza à medida que eleva-se o grau de tensão. Dentre esses fatores pode-se citar as discordâncias acumuladas no material por motivos estáticos e geométricos, as tensões armazenadas predominantemente geradas pela deformação descontínua entre a matriz ferrítica e as partículas de cementita e a dispersão dessas partículas no material [90, 93]. Ainda segundo [59], o efeito combinado das partículas de cementita, dos contornos de grão e dos contornos de subgrão influenciam diretamente as propriedades mecânicas dos aços alto carbono esferoidizados.

A Figura 41 apresenta a relação de Hall Petch entre a dureza Vickers e a fração volumétrica recristalizada (V_v) para todas as temperaturas de recozimento.

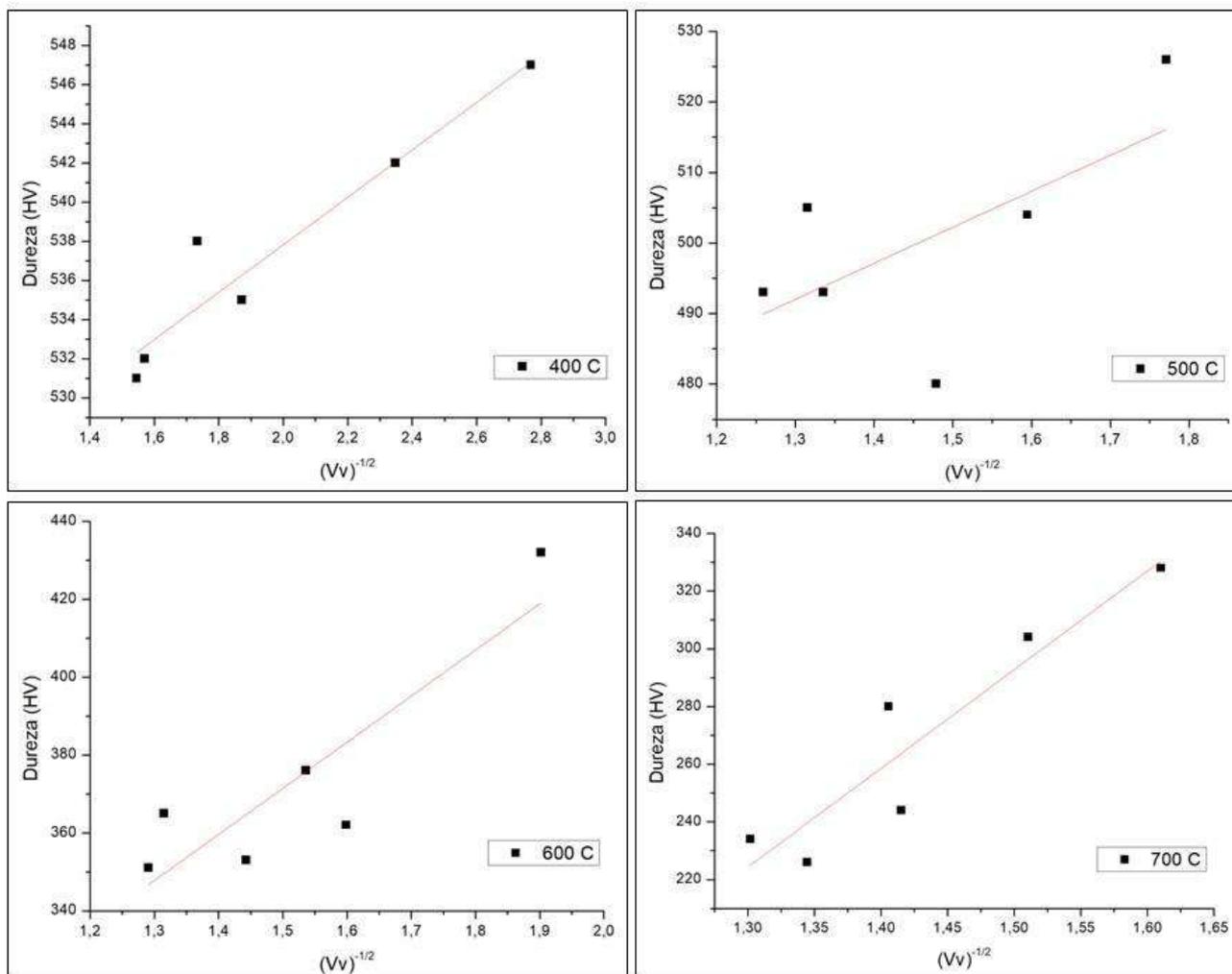


Figura 41: Dureza Vickers dos fios de aço SAE1070 em função da raiz quadrada inversa da fração volumétrica recristalizada nas temperaturas de 400°C, 500°C, 600°C e 700°C.

Diversos trabalhos [47,49,119] apontam que a relação de Hall Petch é uma ferramenta eficiente para relacionar as propriedades mecânicas de um aço perlítico com suas características microestruturais, dado os diferentes tipos de processamento termomecânico ao qual o material foi submetido. Propriedades mecânicas tais como limite de resistência, limite de escoamento, dureza entre outros, apresentam uma relação inversamente proporcional a raiz quadrada de características microestruturais como espaçamento interlamelar, tamanho de grão e tamanho da lamelas de ferrita. Analisando os gráficos da Figura 41 pode-se observar uma boa correlação linear dos pontos apenas nas temperaturas de 400°C e 700°C. Esperava-se que os percentuais da fração volumétrica recristalizada em função tanto da temperatura quanto do tempo de recozimento estivessem diretamente associados a redução da dureza do material durante o recozimento. Dentre os fenômenos de restauração, a recuperação é responsável pela

aniquilação e rearranjo dos defeitos cristalinos que impactam diretamente na dureza do material, entretanto a recristalização está associada a formação de uma nova microestrutura parcialmente livre de subestruturas e partículas fragmentas dispersas no material que interagindo com as discordâncias representam um dos mecanismos de endurecimento dos aços perlíticos.

A Figura 42 apresenta o comportamento tanto do alongamento percentual quanto ao tamanho dos esferoides de cementita em função do tempo de recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C.

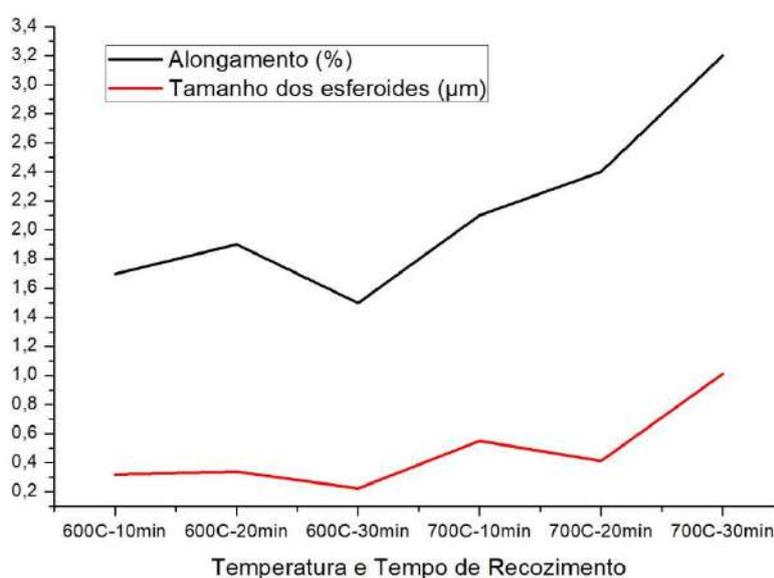


Figura 42: Relação do alongamento percentual e do tamanho dos esferoides em função da temperatura e do tempo de recozimento.

Observar-se pelas curvas da Figura 42, que há uma forte relação entre o comportamento do alongamento percentual e do tamanho dos esferoides ao longo do recozimento nas temperaturas de 600°C e 700°C. De fato, a tendência de aumento observada ocorre, pois os esferoides de cementita tendem a crescer através de difusão ao longo do recozimento favorecidos pelo aumento da temperatura e do tempo e eles com um tamanho maior propiciam melhores níveis de ductibilidade no material. Esse fato ocorre, pois quanto maior o tamanho dos esferoides de cementita, menor o grau de esferoidização, ou seja, menor também será a interação com as discordâncias [113, 115].

Ao correlacionar os resultados obtidos na dureza com os de tração e a evolução microestrutural, observa-se que para 400°C, temperatura na qual o material apresenta microestrutura perlítica e algumas regiões com características similares ao material

deformado a dureza manteve-se com valores bem próximos e uma ligeira tendência de queda ao longo do tempo. Ainda nesta temperatura, os ensaios de tração apresentaram uma queda constante nos limites de resistência e escoamento. Esses resultados são compatíveis com os fenômenos de restauração, que reduzem a resistência, a dureza e aumentam a ductilidade do material, uma vez que nesta faixa de temperatura não há alterações nas propriedades mecânicas pela influência de transição da microestrutura.

Para a temperatura de 500°C a microestrutura está passando pelo processo de transição da estrutura perlítica para uma estrutura composta de cementita globular dispersa em uma matriz ferrítica, entretanto a textura da fibra α apresentou intensidade maior até do que o material deformado. Nessa temperatura foi verificado também um comportamento aleatório do alongamento percentual em função do tempo de recozimento, que condiz com as durezas nesta mesma faixa de temperatura. Resultados similares foram encontrados por Saha [120], que submeteu um aço perlítico a tratamentos térmicos cíclicos para obter uma estrutura esferoidizada e observou que o alongamento e a ductilidade inicialmente reduzem devido a formação de uma estrutura fina e depois crescem devido a eliminação da perlita na microestrutura.

Já para a temperatura de 600°C, a microestrutura apresenta seu maior percentual de esferoidização e nenhuma perlita é observada mesmo nos recozimentos mais rápidos. Há uma mudança também na orientação preferencial dos grãos da direção (101) para (111). Essas alterações são acompanhadas por uma queda expressiva da dureza ao longo dos tempos de recozimento. Acredita-se que o processo de esferoidização ocorreu de forma rápida devido a deformação prévia sofrida pelo material. Segundo Baranova e Sukhomlin [121], a deformação a frio gera defeitos na estrutura da ferrita e da cementita que afetam o mecanismo e a cinética da esferoidização da perlita. Sob a influência da deformação a frio prévia, durante o recozimento do aço, o processo de separação das partículas de cementita ocorre mais facilmente. Essa microestrutura esferoidizada é responsável pelo aumento tanto da ductibilidade do material, quanto da tenacidade [113].

E por fim, na temperatura de 700°C, a microestrutura é caracterizada por esferoides de tamanho maior entretanto mais dispersos no material que leva uma redução do percentual de esferoidização. De fato, nas temperaturas de 600°C e 700°C o tamanho dos esferoides acompanha o comportamento apresentado pelo alongamento percentual, ou seja, ambos aumentam com o tempo e a temperatura de recozimento. Outros pontos similares entre as duas temperaturas é a queda acentuada da dureza e a intensidade da textura.

7. CONCLUSÃO

A caracterização microestrutural do material recozido, nas condições estipuladas neste trabalho, permitiu observar a ocorrência dos fenômenos de restauração e a esferoidização da cementita. Esses fenômenos destinam-se a fases diferentes da estrutura perlítica, a cementita fragmentada e parcialmente dissolvida em virtude da trefilação, transforma-se em esferoides, enquanto que ferrita sofre gradualmente o processo de recristalização.

A análise da textura mostrou a formação da fibra $\langle 110 \rangle$ com elevada intensidade no material deformado em virtude da estrutura curling. A fibra manteve-se presente no material em todas as temperaturas de recozimento, variando somente de intensidade e de componentes. A maior intensidade foi observada na temperatura de 500°C. Os grãos apresentaram orientação preferencial na direção (101) nas temperaturas de 400°C e 500°C onde a microestrutura era constituída de perlita e cementita globular e (111) para as temperaturas de 600°C e 700°C onde todas as amostras estavam esferoidizadas. O crescimento do tamanho de grão foi gradativo em função da temperatura de recozimento.

A aplicação dos modelos JMAK, caminho microestrutural e Kuziak revelaram a incapacidade de todos eles em descrever a cinética de recristalização do aço SAE 1070 nas condições estipuladas neste trabalho. Acredita-se que as suposições impostas pelos modelos, as condições de processamentos nas quais eles foram modelados associadas as peculiaridades apresentadas pelo material durante o tratamento térmico são os motivos pelos quais os modelos não se adequam.

Ainda que os modelos não descrevam a cinética de recristalização do material, os resultados experimentais permitem fazer algumas conclusões. A fração recristalizada V_v aumentou de forma irregular em função do tempo de recozimento até aproximadamente 25 min quando apresentou uma tendência de queda com exceção apenas para a temperatura de 600°C que continuou aumentando até 30min. O maior percentual de fração volumétrica recristalizada de 63,1% foi obtido na temperatura de 500°C. Já a área superficial por unidade de volume S_v apresentou um crescimento muito mais regular, com aumento gradativo entre as temperaturas.

Os testes de tração revelaram uma redução gradativa dos limites de resistência e escoamento em função do tempo e da temperatura de recozimento devido aos fenômenos de restauração. Já o alongamento percentual apresentou uma boa correlação de variação com o tamanho dos esferoides. A dureza do material decresceu em função da temperatura de recozimento, entretanto não variou uniformemente com relação a duração do recozimento

isotérmico. As reduções mais acentuadas foram observadas nas temperaturas de 600°C e 700°C.

Conclui-se dessa forma, que as alterações microestruturais sofridas pelo material ao longo do tratamento térmico refletiram nas propriedades mecânicas, entretanto os mecanismos de endurecimento e restauração desse material são diretamente influenciados pelas morfologias da cementita. A complexidade advinda de todos esses fatores atuando simultaneamente durante o recozimento na faixa de temperatura estipulada neste estudo, leva a necessidade de uma investigação mais profunda a cerca dos desdobramentos da evolução microestrutural do material e sua cinética de recristalização.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- [1] LANGUILLAUME, J., *et al*, Evolution of the tensile strength in heavily cold drawn and annealed pearlitic steel wires, **Materials Letters**, v. 33, pp 241 – 245, 1997.
- [2] NISHIDA, S. *et al*. Work Hardening of Hypereutectoid and Eutectoid Steels during Drawing. **ISIJ International**, v.38, pp. 177 – 186, 1998.
- [3] TARUI T., *et al*. Microstructure control and strengthening of high-carbon steel wires. **Nippon Steel Technical Report**, v.91, p.56 – 61 , 2005.
- [4] BORCHERS, C. *et al*. Effect of annealing on point defect population in cold-drawn pearlitic steel wires. **Scripta Materialia**, v.86, p. 17 – 19, 2014.
- [5] ZACKAY, V. Thermomechanical Processing. **Materials Science Engineering**, v.25, p. 247 – 261, 1976.
- [6] ZHANG, X. *et al*. Evolution of cementite morphology in pearlitic steel wire during wet wire drawing. **Materials Characterization**, v.61, p.65 – 72, 2010.
- [7] HUMPHREYS, F. J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures—I. The basic model. **Acta Materialia**, v. 45, n. 10, p. 4231-4240, 1997.
- [8] LI, Y., *et al*. Evolution of strength and microstructure during annealing of heavily cold-drawn 6.3 GPa hypereutectoid pearlitic steel wire, **Acta Materialia**, v.60, pp. 4005 – 4016, 2012.
- [9] HOSFORD, W. Microstructural Changes during Deformation of [110] Fiber – Textured Metals. **Transactions of Metallurgical Society AIME**, p.12-15, 1964.
- [10] NEMATOLLAHI, G.; PEZOLD, J.; NEUGEBAUER, J.; RAABE, D. Thermodynamics of carbon solubility in ferrite and vacancy formation in cementite in strained pearlite. **Acta Materialia**, v.61, p. 1773-1784, 2013.
- [11] ZELIN, M., Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing. **Acta Materialia**, v.50, pp 4431 – 4447, 2002.

- [12] HÖLSCHER, M.; RAABE, D.; LUCKE, K. Rolling and recrystallization texture of bcc steels. **Steel Research**, v. 62, n. 12, p. 567-575, 1991.
- [13] PIETRZYK, M.; CSER, L.; LENARD, G. Mathematical and physical simulation of the properties of hot rolled products. Elsevier, 1999.
- [14] VANDERMEER, R.; RATH, B. Modeling recrystallization kinetics in a deformed iron single crystal. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, n. 3, p. 391-401, 1989.
- [15] KUZIĄK, R., GŁOWACKI, M.; PIETRZYK, M. Modelling of plastic flow, heat transfer and microstructural evolution during rolling of eutectoid steel rods. **Journal of Materials Processing Technology**, v.60, p.598 – 596, 1996.
- [16] SHIMIZU, K., KAWABE, N. Size Dependence of Delamination of High-carbon Steel Wire. **ISIJ International**, v.41, pp.183 – 191, 2001.
- [17] LIU, Y. et al. Influence of Microstructures and Textures on the Torsional Behavior of Pearlitic Wires. **Journal of Materials Science & Technology**, v.21, pp.357 – 360, 2005.
- [18] STOROJEVA, L. et al. Development of microstructure and texture of medium carbon steel during heavy warm deformation. **Acta Materialia**, v.52, p.2209 – 2220, 2004.
- [19] SAKAI, T. et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. **Progress in Materials Science**, v. 60, p. 130 – 207, 2014.
- [20] HERRERA, C. et al. Texture and mechanical properties evolution of a deep drawing medium carbon steel during cold rolling and subsequent recrystallization. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 3518 – 3524, 2009.
- [21] PERANIO, N.; LI, Y.; ROTERS, F.; RAABE, D. Microstructure and texture evolution in dual-phase steels: Competition between recovery, recrystallization, and phase transformation. **Materials Science and Engineering A**, v.527, p.4161 – 4168, 2010.
- [22] SILVA, A.V. *Aços e Ligas Especiais*, Editora Blucher, São Paulo, 2010.
- [23] HARVEY, P. D. **Engineering properties of steel**. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1982.

- [24] MOROOKA, S.; TOMOTA, Y.; KAMIYAMA, T. Heterogeneous Deformation Behavior Studied by *in Situ* Neutron Diffraction during Tensile Deformation for Ferrite, Martensite and Pearlite Steels. **ISIJ International**, v.48, pp. 525 – 530, 2008.
- [25] LAMPMAN, S. **Materials selection and design**. ASM International, v.20, 1997.
- [26] TALEFF, E.M.; LEWANDOWSKI, J.J.; POURLADIAN, B.; Microstructure – property relationships in pearlitic eutectoid and hypereutectoid carbon steels. **JOM**, v.54, pp. 25-30, 2002.
- [27] The Making, Shaping, and Treating of Steel, **United States Steel**, Pittsburgh, PA, 1957.
- [28] CELENTANDO, D .J., PALACIOS, M. A., Simulation and Experimental Validation of Multiple-step Wire Drawing Processes. **Finite Elements in Analysis and Design**, p.163-180 , 2009.
- [29] YASSAR, R. Microstructure History Effect during Sequential Thermomechanical Processing. **Materials Science and Engineering A** , v. 494, p. 52–60, 2008.
- [30] RAY, K. K.; MONDAL, D. The effect of interlamellar spacing on strength of pearlite in annealed eutectoid and hypoeutectoid plain carbon steels. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 39, n. 10, p. 2201-2208, 1991.
- [31] MODI, O.P., MONDAL, D.P., PRASAD, B.K., Abrasive wear behaviour of a high carbon steel: effects of microstructure and experimental parameters and correlation with mechanical properties. **Materials Science and Engineering A** , p. 235 - 242 , 2003.
- [32] A.F. PADILHA & F. SICILIANO Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e Textura, São Paulo, 2005.
- [33] HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. **Elsevier**, 1995.
- [34] SANDIM, H. R. Z. Heterogeneidades de deformação: uma visão microscópica. In: TSCHIPTSCHIN, A. P. **Textura e Relações de Orientação**. São Paulo: IPEN, 2003.
- [35] BRESCIANI, E. F. *et al.* Conformação Plástica dos Metais. São Paulo, 1997.

- [36] CORRÊA, E.C. **Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio**. 2004. Tese de Doutorado. Curso de Pós Graduação de Engenharia Metalúrgica e de Minas , UFMG.
- [37] DIETER, G.E. *Metallurgia mecânica*. Rio de Janeiro, RJ: Guanabara Koogan,1981.
- [38] LOPES, W. **Estudo do Encruamento dos Aços AISI 304 e AISI 409 com o uso da Técnica de Cisalhamento Planar Simples**. 2009. Tese de Doutorado. Curso de Pós Graduação de Engenharia Metalúrgica e de Minas , UFMG.
- [39] ZHANG, X. et al. Hierarchical structures in cold-drawn pearlitic steel wire. **Acta Materialia**, v.61, pp. 4898 – 4909, 2013.
- [40] ZHANG, X. *et al.* Microstructure and strengthening mechanisms in cold-drawn pearlite steel wire. **Acta Materialia**, v.59, pp. 3422 – 3430, 2011.
- [41] NAM, W.; BAE C. Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels. **Materials Science and Engineering**, v.203, p. 278 – 285, 1995.
- [42] LANGFORD, G. Deformation of pearlite. **Metallurgical Transactions A**, v. 8, n. 6, p. 861-875, 1977.
- [43] KUMAR, P. *et al*, Progressive Changes in the Microstructure and Texture in Pearlitic Steel during Wire Drawing. **ISIJ International**, v.51, pp 679 – 684, 2011.
- [44] GOTO, S. et al. Application of cold drawn lamellar microstructure for developing ultra-high strength wires. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v.17, p.1129 – 1138, 2007.
- [45] MCQUEEN, H. Metal forming: Industrial, mechanical computational and microstructural. **Journal of Materials Processing Technology**, v.37, p.3 – 36, 1993.
- [46] EMBURY, J. D.; FISHER, R. M. The structure and properties of drawn pearlite. **Acta Metallurgica**, v. 14, n. 2, p. 147-159, 1966.
- [47] PARK, J et al. Quantitative measurement of cementite dissociation in drawn pearlitic steel. **Materials Science and Engineering A**, v.528, p.4947 – 4952, 2011.

- [48] BORCHERS, C. et al. Partially amorphous nanocomposite obtained from heavily deformed pearlitic steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 502, n. 1, p. 131-138, 2009.
- [49] YAHYAOU, H. et al. Effect of interlamellar spacing on the elastoplástico behavior of C70 pearlitic steel: Experimental results and self-consistent modeling. **Materials and Design**, v.55, p.888 – 897, 2014.
- [50] MODIA, O. et al. Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0,65%C steel. **Mater Characterization**, v.46, p.347 – 352, 2001.
- [51] LI, Y. et al. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementita decomposition in pearlite. **Acta Materialia**, v.59. p.3965 – 3977, 2011.
- [52] GRIDNEV, V. et al. Mössbauer effect in deformed Fe–C alloys. **Physica Status Solidi A**, v. 31, n. 1, p. 201-210, 1975.
- [53] LANGUILLAUME, J., *et al.* Cementite dissolution in heavily cold drawn pearlitic steel wires, **Acta Materialia**, v.45, pp 1201 – 1212, 1997.
- [54] ESHELBY, J. D.; FRANK, F. C.; NABARRO, F. R. N. XLI. The equilibrium of linear arrays of dislocations. **Philosophical Magazine**, v. 42, n. 327, p. 351-364, 1951.
- [55] LESLIE, W.A. The Physical Metallurgy of Steels. 1^oed. Hemisphere Publishing Corporation. India 1991.
- [56] GORELIK S.S. Recrystallization in metals and alloys. Mir, Moscow, 1981.
- [57] COTTERILL, P. & MOUD P.R. Recrystallization and grain growth in metals, Surrey University, London, 1996.
- [58] LINS, J. F. C. **Caracterização Microestrutural de Bandas de Cisalhamento Adiabáticas num Aço IF estabilizado ao Titânio**. 2005. 151 p. (Tese de Doutorado em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena, SP.
- [59] PADILHA, A. F. Materiais de Engenharia. Hemus, 1997.
- [60] CHEN, Z.; KIRCHHEIM, R. Personal Communication.

- [61] TORRANCE, A.A. Using profilometry for the quantitative assessment of tribological function: PC-based software for friction and wear prediction. **Wear**, v.181, pp.397-404, 1995.
- [62] DOHERTY, R. D. *et al.* Current issues in recrystallization: a review. **Materials Science and Engineering A**, v. 238, p. 219-274, 1997.
- [63] RIOS, P.; PADILHA, A. Microstructural Path of Recrystallization in a Commercial Al-Mn-Fe-Si (AA3003) Alloy. **Materials Research**, v.6, n.4, p.605 - 613, 2003.
- [64] GODIKSEN, R. **Simulations of Recrystallization in Metals**. 2007. Tese de Doutorado. Risø National Laboratory, Technical University of Denmark.
- [65] VANDERMEER, R. *et al.* Microstructural and crystallographic aspects of recrystallization. Roskilde, Denmark: Risø National Lab.; p. 193, 1995.
- [66] VANDERMEER, R. Microstructural descriptors and the effects of nuclei clustering on recrystallization path kinetics. **Acta Materialia**, v.53, p. 1449 – 1457, 2005.
- [67] GOKHALE, M.; DEHOFF, T. Estimation of nucleation rate and growth rate from time dependence of global microstructural properties during phase transformations. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, n. 4, p. 559-564, 1985.
- [68] RANDLE,V.; ENGLER,O. Introduction to Texture Analysis : Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping. CRC Press, 2009.
- [69] ALVES, P.H. **Caracterização Microestrutural e da Textura Cristalográfica de um Aço IF estabilizado ao Titânio deformado a frio via ECAP a partir das rotas BA e BC**. 2011. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica, UFF.
- [70] MENDES, R. **Caracterização Microestrutural e da textura Cristalográfica da Liga AL AA1070 prensada em Canais Equiangulares a Frio via Rota A**. 2014. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica, UFF.
- [71] RODRIGUES, J.C. **Estudo da Textura Cristalográfica em um Aço de Grão Não-Orientado com 3,3% Si via EBSD**. 2011. Dissertação de Mestrado. Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG.

- [72] RANDLE, V. Microtexture Determination and its Applications. **The Institute of Materials**, London, 1992.
- [73] PINTO, A. L., LOPES, A. M. A utilização da técnica de EBSD em estudos de microtextura e mesotextura. Textura e Relação de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização, Crescimento de Grão. 2ª edição, IPEN, cap.21, p. 441-459, 2003.
- [74] CHEN, J. *et al.* Texture evolution and its simulation of cold drawing copper wires produced by continuous casting. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v.21, p.152-158, 2011.
- [75] CHEN, Y. *et al.* Grain boundary character distribution and texture evolution in cold-drawn Ti-45Nb wires. **Materials Letters**, v.98, p.254 – 257, 2013.
- [76] FANG, F. *et al.* Texture inheritance of cold drawn pearlite steel wires. **Material Science & Engineering A**, v.618, p.505 – 510, 2014.
- [77] ZAID, M.; BHATTACHARJEE, P. Electron backscatter diffraction study of deformation and recrystallization textures of individual phases in a cross-rolled duplex steel. **Materials Characterization**, v.96, p.263 – 272, 2014.
- [78] LEE, M.; WANG, J.; ANDERSON, P. Texture evolution maps for upset deformation of body-centered cubic metals. **Materials Science and Engineering A**, v.463, p.263 - 270, 2007.
- [79] RAABE, D.; BARLAT, F.; CHEN, L.; Continuum Scale Simulation of Engineering Materials, Wiley – VCH, Weinheim, 2004.
- [80] WILLEMSE, P. Some aspects of stored energy and recrystallization texture in cold drawn steel wire. **Scripta Metallurgica**, v.23, pp. 543 – 546, 1989.
- [81] FANG, F. *et al.* Microstructure and mechanical properties of cold-drawn pearlitic wires affect by inherited texture. **Materials and Design**, v.79, p.60 - 67, 2015.
- [82] YANG, F. *et al.* Effect of cumulative strain on texture characteristics during wire drawing of eutectoid steels. **Scripta Materialia**, v.59, p.850 – 853, 2008.

- [83] LEE, D. Strain energy release maximization model for evolution of recrystallization texture. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 42, p. 1645 – 1678, 2000.
- [84] MATHEUS, J. R. G. Textura de Laminação a Morno em Aços Livres de Interciais (LI). Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia IME, 1999. 139p. Dissertação de Mestrado.
- [85] EMREN, F.; VON SCHLIPPENBACH, U.; LÜCKE, K. Investigation of the development of the recrystallization textures in deep drawing steels by ODF analysis. **Acta Metallurgica**, v. 34, n. 11, p. 2105-2117, 1986.
- [86] ELWAZRI, A.; WANJARA, P.; YUE, S. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel. **Materials Science and Engineering A**, v.404, p. 91- 98, 2005.
- [87] BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. Steels: microstructure and properties. Butterworth-Heinemann, 2011.
- [88] PERUCH, F. **Influência do ciclo de recozimento para esferoidização nas propriedades mecânicas do aço ABNT 5160**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, UFRGS, Rio Grande do Sul, 2009.
- [89] DUARTE, A. C. R. **Evolução Microestrutural de um Aço Perlítico SAE 1070 Trefilado**. Estudo Dirigido I. (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, RJ, 2017.
- [90] LV, Z.; et al. Effect of cyclic heat treatments on spheroidizing behavior cementite in high carbon steel. **Materials Science & Engineering A**, v.574, p.143 – 148, 2013.
- [91] FURUHARA, T.; KOBAYASHI, K.; MAKI, T. Control of cementite precipitation in lath martensite by rapid heating and tempering. **ISIJ International**, v. 44, n. 11, p. 1937-1944, 2004.
- [92] WU, T. *et al.* Influence of Initial Microstructure on Warm Deformation Processability and Microstructure of an Ultrahigh Carbon Steel. **Journal of Iron and Steel Reserch**, v. 21, n.1, p. 52 – 59, 2014.

- [93] XIONG, Yi *et al.* Mechanical Properties and Fracture Characteristics of High Carbon Steel after Equal Channel Angular Pressing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 563, p. 163-167, 2013.
- [94] WERNER, E. The spheroidization of thin plates. **Acta Metallurgica**, v. 37, n. 7, p. 2047-2053, 1989.
- [95] JÚNIOR, P.; FONSECA, J.; DICK, L. Desenvolvimento de Metodologia para Avaliação de Aços Esferoidizados. Parte 2: Determinação do Grau de Esferoidização. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 6, n. 3, p. 158, 2010.
- [96] FELIPE, G. B. U. **Estudo da resistência à abrasão e erosão do aço ASTM A106GrB submetido a diferentes condições de tempo e temperaturas de esferoidização**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), UNESC, Criciúma, SC, 2018.
- [97] LIU, Y. et al. Effects of microstructure and crystallography on mechanical properties of cold-rolled SAE 1078 pearlitic steel. **Material Science & Engineering A**, v.709, p.115-124, 2018.
- [98] TANIYAMA, A.; TAKAYAMA, T.; ARAI, M.; HAMADA, T. Structure analysis of ferrite in deformed pearlitic steel by means of X-ray diffraction method with synchrotron radiation. **Scripta Materialia**, v. 51, p.53-58, 2004.
- [99] INAGAKI, H. Fundamental aspect of texture formation in low carbon steel. **ISIJ International**, v.34, p.313-321, 1994.
- [100] FANG, Feng et al. Texture inheritance of cold drawn pearlite steel wires after austenitization. **Materials Science and Engineering: A**, v. 618, p. 505-510, 2014.
- [101] SUGONDO, S.; GANGLI, P. Development of texture in low carbon steels for cold heading. **Journal of Materials Processing Technology**, v.16, p.305 -321, 1991.
- [102] LIU, Y. D. et al. < 110 > Fiber Texture Evolution of Ferrite Wires during Drawn-torsion and Drawn-annealing-torsion Process. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 28, n. 11, p. 1010-1014, 2012.

- [103] FANG, F. et al. Revealing microstructural and mechanical characteristics of cold-drawn pearlitic steel wires undergoing simulated galvanization treatment. **Material Science & Engineering A**, v.547, p.51-54, 2012.
- [104] YAO, X.; HUANG, H.; LI, F. Texture of cold drawn and recrystallized high carbon steel wire. **Journal of Southeast University (Natural Science Edition)**, v.40, p.1323-1326, 2010.
- [105] FILHO, M.C.S. **Caracterização Microestrutural de Aços Microligados deformados via o Processo Arb e posteriormente recozidos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, RJ, 2008.
- [106] ASSIS, W.L.S. **Evolução Microestrutural do Ferro Puro Laminado a Frio e Posteriormente Recozido**. Qualificação Experimental. (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, RJ, 2007.
- [107] VANDERMEER, R.A. Kinetic Aspects of Nucleation and Growth in Recrystallization. Proceedings of the 21st Risø International Symposium on Materials Science: Recrystallization – Fundamental Aspects and relations to deformation microstructure. 2000.
- [108] GLOWACKI, M. The mathematical modelling of thermo-mechanical processing of steel during multi-pass shape rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 168, n. 2, p. 336-343, 2005.
- [109] YUE, Chong-xiang et al. Modelling of recrystallization behavior and austenite grain size evolution during the hot rolling of GCr15 rod. **Applied Mathematical Modelling**, v. 34, n. 9, p. 2644-2653, 2010.
- [110] TANAKA, K.; MATSUOKA, S. The work hardening and fracture of steels containing cementite. **Acta Metallurgica**, v.22, p.153 – 163, 1974.
- [111] BRUCKNER, W. H. The Micro-Mechanism of Fracture in the Tension-Impact Test. **Welding J**, v. 29, 1950.
- [112] GURLAND, J. Observations on the fracture of cementite particles in a spheroidized 1.05% C steel deformed at room temperature. **Acta Metallurgica** v.20, p. 735-741, 1972.

- [113] SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D. Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing. **Acta Materialia**, v.53, p. 4881 – 4892, 2005.
- [114] PETCH, N. J. The cleavage strength of polycrystals. **J. Iron Steel Institute**, v. 174, p. 25-28, 1953.
- [115] WILSON, D. V. Reversible work hardening in alloys of cubic metals. **Acta Metallurgica**, v. 13, n. 7, p. 807-814, 1965.
- [116] STRNADEL, B.; MAZANCOVA, E.; MAZANEC, K.; Statical Model of Cleavage Crack Propagation in Spheroidized Steels. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 34, n. 1, p. 137-142, 1989.
- [117] HAYASHI, T. *et al.* Improvement of Strength-Ductility Balance for Low Carbon Ultrafine-Grained Steels through Strain Hardening Design. **CAMP-ISIJ**, v. 13, p. 473 – 476, 2000.
- [118] ANAND, L.; GURLAND, J. Strain-Hardening of Spheroidized High Carbon Steel. **Acta Metallurgica**, v.24, p.901- 909, 1976.
- [119] MAALEKIAN, M. *et al.* Effect of hot plastic deformation of austenite on the transformation characteristics of eutectoid carbon steel under fast heating and cooling conditions. **Materials Science and Engineering A**, v.454, p.446 – 452, 2007.
- [120] SAHA, Atanu; MONDAL, Dipak Kumar; MAITY, Joydeep. Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of 0.6 wt% carbon steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 16, p. 4001-4007, 2010.
- [121] BARANOVA, V. A.; SUKHOMLIN, G. D. Spheroidization of cementite in steel. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 23, n. 11, p. 798-802, 1981.