

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESTUDO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO E ANÁLISE DA
FORMAÇÃO DE ORIENTAÇÕES PREFERENCIAIS EM AÇOS COM 6,5% SI
CONFORMADOS POR SPRAY

São Carlos

2010

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESTUDO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO E ANÁLISE DA
FORMAÇÃO DE ORIENTAÇÕES PREFERENCIAIS DE AÇOS COM 6,5% SI
CONFORMADOS POR SPRAY

Felipe Rehder Bonon

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Alberto Moreira Jorge Jr.

São Carlos

2010

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

B719ec

Bonon, Felipe Rehder.

Estudo do comportamento termomecânico e análise da formação de orientações preferenciais de aços com 6,5% Si conformados por spray / Felipe Rehder Bonon. -- São Carlos : UFSCar, 2012.

80 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2010.

1. Aço. 2. Conformação por spray. 3. Aços elétricos. 4. Processamento termomecânico. 5. Textura. I. Título.

CDD: 620.17 (20ª)

DEDICATÓRIA

- João e Maria Jamile meus pais, Sarah e Mônica, minhas irmãs
- Tatiana, minha futura esposa.

VITAE

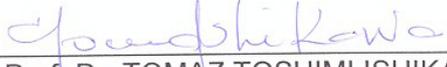
Engenheiro de Materiais formado pela Universidade Federal de São Carlos, UFSCar, 2006.

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
FELIPE REHDER BONON
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 29 DE JULHO DE 2010.

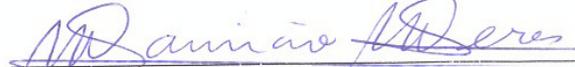
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. ALBERTO MOREIRA JORGE JR.
ORIENTADOR
PPG-CEM / UFSCar



Prof. Dr. TOMAZ TOSHIMI ISHIKAWA
PPG-CEM / UFSCar



Prof. Dr. MAURICIO MHIRDAUI PERES
Universidade Federal de Itajubá - UNIFEI

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Alberto Moreira Jorge Júnior, por ter acreditado em mim, pela orientação, toda a ajuda e amizade durante este trabalho.

Aos colegas Diego Pedreira de Oliveira, Régis D. Cava, Bruno Belini e Fábio Gerônimo, pela amizade e a ajuda que me proporcionaram sem a qual eu não conseguiria terminar este trabalho.

A todos os técnicos e alunos do DEMa que de alguma maneira contribuíram para este trabalho, pela ajuda e amizade.

Ao PPG-CEM por proporcionar o desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

Neste trabalho foi estudado o comportamento termomecânico de ligas Fe-6,5%Si, obtidas por conformação por Spray, através de simulação física do processamento metalúrgico, via ensaios de torção a quente e a análise das texturas preferenciais obtidas após a conformação, com intuito de analisar as propriedades para aplicações elétricas. Na conformação por spray, foram utilizados aços baixo carbono, alterando-se os parâmetros para a produção de amostras com porosidade mínima. O efeito da quantidade de carbono das amostras no comportamento mecânico a quente foi analisado através de ensaios de torção até a fratura, em taxas de deformação de 1 s^{-1} e variando-se a temperatura de deformação entre 700 e 930 °C. A evolução microestrutural foi analisada por Microscopia Eletrônica de Varredura e a textura através de análises de difração por elétrons retro-espalhados (EBSD). Os resultados obtidos mostram que a ductilidade das ligas melhora com o aumento da quantidade de carbono. Através de variações nas condições de processamento, temperatura e taxa de deformação, foi obtida a textura necessária para aplicações elétricas.

ABSTRACT**THERMOMECHANICAL BEHAVIOR AND TEXTURE ANALYSIS IN
SPRAY FORMED 6.5% SI-CARBON STEELS**

Thermomechanical behavior of spray formed 6.5% Si-Carbon steels were analyzed by physical simulation, through torsion tests, and the evolution of preferential orientation were analyzed in order to electrical devices. Low carbon steel was used in spray forming, and the parameters were changed in order to minimize porosity. The carbon content in Specimens influence in hot mechanical behavior were analyzed in torsion tests in only one pass until fracture, in warm temperatures ranging from 700 °C to 930 °C in a specific strain rate of 1s⁻¹. Microstructure evolution was analyzed in SEM (scanning electron microscope) and the texture through EBSD (electron backscatter diffraction). Results shows that alloy ductility are improved with the carbon contents and process used, temperature and strain rate, and in some processes conditions preferential orientation necessary in electrical devices is obtained.

PUBLICAÇÕES

BONON, F. R., BOTTA, W. J., KIMINAMI, C. S., BOLFARINI, C., JORGE Jr., A. M. - "EBSD Texture Analysis in 6.5% Si-Carbon Steels". IMC17, International Microscope Congress 17, Rio de Janeiro-RJ, Brazil, 2010.

SUMÁRIO

BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES	ix
SUMÁRIO	xi
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO DA LITERATURA	3
2.1 Conformação por Spray	3
2.2 As Ligas Fe-Si.....	7
2.2.1 Efeito da Adição de Silício no Ferro	7
2.2.2 Diagrama de Equilíbrio de Fases do Sistema Fe-Si.....	11
2.3 Laminação Ferrítica	12
2.4 Bandas de Cisalhamento – Orientações preferenciais – Influência do carbono IF x LC.....	16
2.4.1 Envelhecimento dinâmico	17
2.5 Trabalhabilidade a Frio de Aços Baixo Carbono	23
2.6 Simulação Física de Processamento Termomecânico	24
2.7 Mecanismos de endurecimento e amaciamento em elevadas temperaturas	25
2.7.1 Encruamento.....	26
2.7.2 Amaciamento durante processos de deformação.....	26
2.7.3 Recuperação Dinâmica	27
2.7.4 Recristalização Dinâmica.....	28

2.7.5 Inter-relação entre Encruamento, Recuperação e Recristalização.....	29
2.8 Técnicas de caracterização através de Difração de Elétrons Retroespalhados	30
3 MATERIAIS E MÉTODOS	35
3.1 Conformação dos depósitos por Spray.....	35
3.2 Confeccção dos corpos de prova	36
3.3 Realização dos ensaios de Torção a Quente	37
3.4 Ensaio de torção	38
3.5 Caracterização do Material.....	38
3.5.1 Microscopia Ótica	38
3.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura MEV	39
3.5.3 Dureza	39
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	41
4.1 Obtenção dos Depósitos	41
4.2 Caracterização dos Depósitos.....	45
4.2.1 Porosidade	45
4.2.2 Composição Química	46
4.2.3 Ensaio de Dureza	47
4.2.4 Caracterização Microestrutural dos Depósitos.	47
4.3 Preparação dos corpos de prova.....	52
4.4 Análise do comportamento mecânico através de ensaios de torção.....	54
4.5 Caracterização estrutural por difração de Raios X	59
4.6 Caracterização estrutural por difração de elétrons retroespalhados – EBSD	64
5 CONCLUSÕES	73

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	75
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	77

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Ilustração esquemática do processo da conformação por spray [4]	4
Figura 2.2: Esquema de deposição de partículas durante o processo de Conformação por Spray [7].	5
Figura 2.3: Variação da pressão de atomização, temperatura e velocidade das gotas sobre o diâmetro do overspray obtido [6].	6
Figura 2.4: Variação da resistividade elétrica do ferro em função da adição de diferentes elementos de liga (% em massa)[10].	8
Figura 2.5: Resistividade elétrica da liga Fe-Si em função da porcentagem em peso de Silício [11].	9
Figura 2.6: Variação dos coeficientes de magnetostricção λ_{100} e λ_{111} em função da quantidade de silício na liga Fe-Si [10].	9
Figura 2.7: Variação das propriedades elétricas e magnéticas de ligas Fe-Si em função da quantidade de Si [10].	10
Figura 2.8: Propriedades mecânicas em função da porcentagem de Si [11]. ..	11
Figura 2.9: Diagrama de fases para a liga binária Fe-Si [14].	12
Figura 2.10: Valores normalizados de resistência à deformação a quente obtidos durante o processamento no Trem Acabador de aços ao C pelo processo convencional sob altas temperaturas e de aços elétricos usando-se a laminação ferrítica sob baixas temperaturas [20].	14
Figura 2.11: Valores médios de resistência à deformação, carga e potência de laminação verificados durante o processamento de aços ao C e elétricos no Laminador de Tiras a Quente [20].	15
Figura 2.12: Representação esquemática da temperatura e tensões para duas taxas de deformação. Os picos para os aços LC são consequência da DSA [18].	18

Figura 2.13: Exemplos de bandas internas aos grãos obtidas em laminação a 700°C com redução de 65% (a) Aço Baixo Carbono (LC) e (b) IF [21].	19
Figura 2.14: Concentração de bandas de cisalhamento internas aos grãos ferríticos de acordo com a temperatura de processamento para aços Baixo Carbono e IF [18].	20
Figura 2.15: Figura esquemática mostrando alguns planos de escorregamento e direções em relação à chapa. RD – Direção de Laminação, ND – Direção Normal a Laminação, TD – Direção Transversal a Laminação [23].	21
Figura 2.16: $\phi_2 = 45^\circ$ ODF (Orientation Distribution Functions, função de distribuição de orientações) para aços IF e baixo carbono laminados a 70 e 700°C e recozidos a 700°C [18,21].	22
Figura 2.17: Representação esquemática da curva tensão x deformação de um material que somente recupera dinamicamente [29].	27
Figura 2.18: Curva tensão x deformação esquemática para metais que recristalizam dinamicamente e a evolução microestrutural ao longo da deformação [30,31].	29
Figura 2.19: Representação esquemática da contribuição relativa dos dois processos dinâmicos de amolecimento, associados com trabalho a quente [27,30].	30
Figura 2.20: (a) Exemplo da origem de linhas de Kikuchi em EBSD, (b) linhas de Kikuchi para Níquel a 20KV [32].	32
Figura 2.21: Figura de pólo para a orientação GOSS $\{011\}\langle 100 \rangle$ [33].	33
Figura 3.1: Corpo de prova a ser utilizado no ensaio de torção.	37
Figura 4.1: Imagem da parte superior do Depósito 1.	42
Figura 4.2: Imagem da seção transversal do Depósito 1, mostrando a elevada porosidade em toda a extensão.	43

- Figura 4.3: imagem do corte realizado no Depósito 2 mostrando ausência de poros visíveis a olho nu, e também ausência vazios oriundos da retração de solidificação..... 44
- Figura 4.4: Imagens Depósito 2. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 500 μm . (b) Formação de estruturas lamelares similares a da perlita. (c) Detalhe das estruturas lamelares. (d) Imagem obtida através de BSE mostrando a presença de porosidade..... 49
- Figura 4.5: Imagens Depósito 3. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 800 μm . (b) Formação de estruturas aciculares nos contornos e meios de grãos (c) Detalhe das estruturas aciculares. (d) Imagem obtida através de BSE mostrando estruturas de contornos e meio dos grãos e porosidade pouco acentuada. 50
- Figura 4.6: Imagens Depósito 4. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 200 μm . (b) Detalhes dos grãos e da formação de estruturas lamelares similares a perlita nos contornos de grão. (c) Detalhe das estruturas lamelares. (d) Imagem obtida através de BSE mostrando a presença de porosidade pouco acentuada. 51
- Figura 4.7: Imagens Depósito 5. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 200 μm . (b) Detalhes dos grãos e da formação de estruturas lamelares similares a perlita nos contornos de grão. (c) Imagem obtida através de BSE mostrando a presença de porosidade acentuada nesta região do depósito, e também estruturas circulares atribuídas às gotas formadas durante o processo de deposição do material. (d) Detalhe das estruturas lamelares em imagem BSE. 52
- Figura 4.8: Corpo de prova na etapa intermediária do processo de usinagem (a), corpo de prova pronto para o ensaio de torção(b)..... 53
- Figura 4.9: Imagens de alguns dos corpos de prova utilizados durante os ensaios de torção a quente, (a) D3-2, (b) D5-1, (c) D3-3 e (d) D4-2..... 55

Figura 4.10: Gráfico Tensão x Deformação obtidos nos ensaios de torção a quente, para todas os corpos de prova ensaiados. As principais variáveis são concentração de Carbono, entre 0,045% e 0,153% e temperaturas variando entre 700 e 930°C.....	57
Figura 4.11: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura, através da análise de EBSD. (a) amostra D3-2 (0,045%C – 700°C), (b) amostra D5-1 (0,153%C – 800°C), (c) amostra D3-1 (0,045%C – 800°C), (d) amostra D5-2 (0,153%C – 900°C) e (e) amostra D3-3 (0,045%C – 900°C).....	58
Figura 4.12: Podemos ver a região de trabalho dos corpos de prova. A parte superficial representa a parte que recebeu toda a deformação. A região clara mostra onde foi realizado o polimento.....	60
Figura 4.13: Difratoograma de Raios X para D3-1 C=0,045, Temperatura de processamento 800°C.....	61
Figura 4.14: Difratoograma de Raios X para D3-2 C=0,045, Temperatura de processamento 700°C.....	61
Figura 4.15: Difratoograma de Raios X para D3-3 C=0,045, Temperatura de processamento 900°C.....	62
Figura 4.16: Difratoograma de Raios X para D4-2 C=0,150, Temperatura de processamento 930°C.....	62
Figura 4.17: Difratoograma de Raios X para D5-1 C=0,153, Temperatura de processamento 800°C.....	63
Figura 4.18: Difratoograma de Raios X para D5-2 C=0,153, Temperatura de processamento 900°C.....	63
Figura 4.19: Resultados EBSD obtidos para a amostra D3-2 C=0,045, Temperatura de processamento 700°C. Figura de pólo na direção (100).....	65
Figura 4.20: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D3-2, C=0,045, Temperatura de processamento 700°C.....	66

Figura 4.21: Resultados EBSD obtidos para a amostra D3-1 C=0,045, Temperatura de processamento 800°C. Figura de pólo na direção (100).	67
Figura 4.22: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D3-1, C=0,045, Temperatura de processamento 800°C.....	67
Figura 4.23: Resultados EBSD obtidos para a amostra D3-3 C=0,045, Temperatura de processamento 900°C. Figura de pólo na direção (100).	68
Figura 4.24: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D3-3, C=0,045, Temperatura de processamento 900°C.....	68
Figura 4.25: Resultados EBSD obtidos para a amostra D5-1 C=0,153, Temperatura de processamento 800°C. Figura de pólo na direção (100).	69
Figura 4.26: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D5-1, C=0,153, Temperatura de processamento 800°C.....	70
Figura 4.27: Resultados EBSD obtidos para a amostra D5-2 C=0,153, Temperatura de processamento 900°C. Figura de pólo na direção (100).	70
Figura 4.28: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D5-2, C=0,153, Temperatura de processamento 900°C.....	71

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1: Benefícios obtidos no processo por laminação Ferrítica [18].	13
Tabela 2.2: obtidos nos produtos através da Laminação Ferrítica [18].	13
Tabela 2.3: composição química dos aços (% em massa).	18
Tabela 3.1: Composição química do material utilizado (% em massa).	35
Tabela 3.2: Parâmetros de processamento utilizados nos experimentos.	36
Tabela 4.1: Parâmetros de deposição Depósito 1.	41
Tabela 4.2: parâmetros de deposição de todos os depósitos obtidos.	44
Tabela 4.3: Densidades obtidas para os depósitos 2, 3, 4 e 5, comparação com a densidade teórica da liga.	45
Tabela 4.4: Diâmetro útil dos depósitos.	46
Tabela 4.5: Composição química dos depósitos, (%) em massa.	47
Tabela 4.6: Resultados dos ensaios de Dureza HRc.	47
Tabela 4.7: Principais informações dos Corpos de Prova utilizados nos ensaios de torção.	53
Tabela 4.8: Ensaios de deformação a quente realizados.	56

1 INTRODUÇÃO

Existe uma tendência mundial ao aumento do consumo de energia, de diversas fontes, sejam elas renováveis ou não. Também verificamos atualmente a tendência de substituição de energias não renováveis por energia de fonte renovável, tal como desenvolvimentos de veículos híbridos, movidos através de combustíveis fósseis e de energia elétrica, e até mesmo veículos inteiramente movidos por energia elétrica.

É amplamente conhecido que as propriedades magnéticas de chapas de ferro-silício são melhoradas com o aumento do teor de silício. Na composição em torno de 6,5%Si a magnetoestricção praticamente se anula e as perdas magnéticas são mínimas, permitindo a fabricação de núcleos de geradores, motores e transformadores, onde as perdas de eficiência são maiores e há grande salto na aquisição desses produtos nas últimas décadas, juntamente com a produção de equipamentos de baixa potência, justificando o desenvolvimento de materiais que proporcionem perdas no núcleo e custos de produção inferiores aos materiais atualmente utilizados. Entretanto este material não apresenta propriedades mecânicas que permitam a confecção de componentes finais através de processos produtivos convencionais como lingotamento seguido de laminação.

Estudos anteriores obtiveram relativo sucesso na conformação desta liga por spray seguido de laminação.

O presente trabalho se propõe a estudar a influência do teor de Carbono na ductilidade a quente em baixas temperaturas, de ligas com alto teor de Silício e a formação de textura preferencial (GOSS), através da simulação física do processo de conformação do material. Os resultados obtidos mostram que a ductilidade das ligas melhora com o aumento da quantidade de carbono e que em algumas condições de processamento, a textura necessária para aplicações elétricas são obtidas. Espera-se, com isso, a diminuição da temperatura de processamento, que levará a uma economia de energia,

gerando redução de custo do produto final e viabilizando produção em larga escala.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Conformação por Spray

A conformação por spray apresenta-se como uma alternativa ao processamento de materiais com elevados teores de elementos de liga, superligas, uma vez que estas apresentam problemas como presença de segregação severa, estreita faixa de temperatura de conformação, aumento das tensões de deformação, baixa trabalhabilidade a quente, o que dificulta o processamento através dos métodos convencionais de lingotamento e laminação. Características que levam a Conformação por Spray a apresentar-se como opção para a deformação de superligas são: microestrutura refinada, distribuição mais uniforme dos precipitados na matriz, eliminação da macro-segregação, redução da micro-segregação dos elementos de liga [1-3]. Estudos realizados através da conformação por spray de ligas a base de Alumínio, Magnésio e também de Aços Rápidos mostraram melhora na trabalhabilidade a quente e até mesmo superplasticidade [3].

Durante o processo de Spray Forming, um jato contínuo de metal é desintegrado através da colisão com um jato de gás inerte com velocidade de 200 m/s, gerando um cone de spray de gotas metálicas que são rapidamente resfriadas pela enorme diferença de temperatura entre o gás adjacente e a superfície das gotas metálicas. A trajetória das gotas é interrompida por um substrato que coleta e solidifica as gotas em uma pré-forma coerente e próxima da densidade teórica como mostrado na Figura 2.1.

Com base na larga faixa de distribuição de diâmetros de partículas de overspray (5-500 μ m), que depende do tipo de material atomizado, da razão mássica entre gás e metal (RGM), e da velocidade do gás na área de atomização, as partículas atingem o substrato com uma velocidade em torno de 70 – 140 m/s. As propriedades do material obtido dependem diretamente do estado térmico das gotas antes do choque com o substrato ou camada do

depósito [5]. A fração líquida (ou sólida) presente no spray depende do comportamento dinâmico e térmico das gotas, ambas relacionadas aos parâmetros de processamento, como o superaquecimento da liga, distância entre o tubo de atomização e substrato (distância de vôo), composição da liga, e a razão entre as vazões mássicas de gás e de metal – RGM [6].

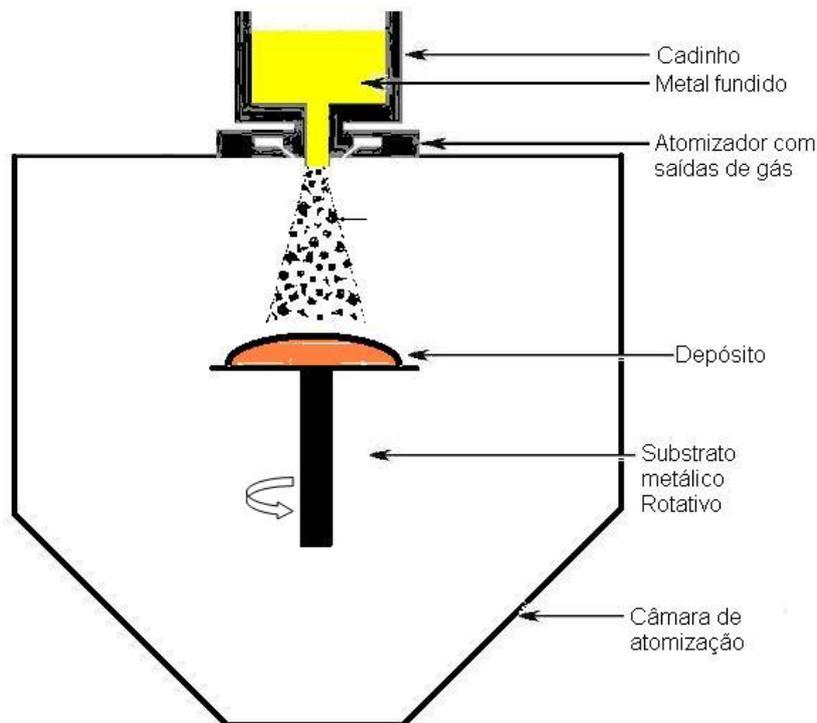


Figura 2.1: Ilustração esquemática do processo da conformação por spray [4].

No processo de atomização do metal líquido são formadas pequenas gotas (5-50 μm) resfriadas muito rapidamente e impelidas sobre o depósito como pós metálicos totalmente solidificados, gotas maiores, ou semi-sólidas (50-100 μm) retêm mais o calor latente e energia térmica. Seu impacto ocorre durante o estágio de mudança de fase (semi-sólido) ou no estado completamente líquido (maior que 100 μm) e gotas grandes, maiores que 100 μm totalmente líquidas e com grande energia térmica armazenada.

A Figura 2.2 ilustra a situação próxima ao substrato durante a formação do depósito na Conformação por Spray. Durante o impacto entre a superfície do depósito em formação e as gotas com diferentes diâmetros e estados térmicos, forma-se uma área parcialmente solidificada, denominada zona pastosa [7].

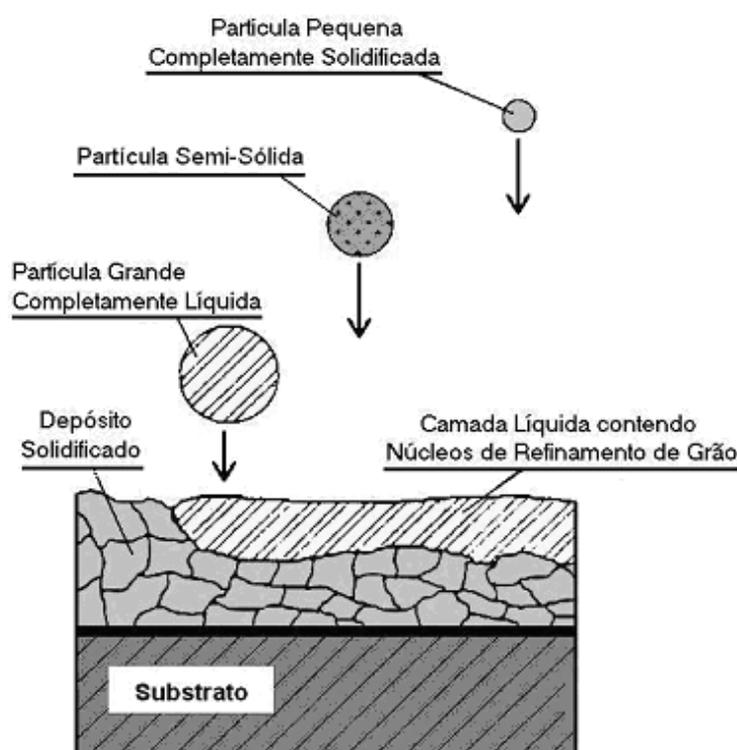


Figura 2.2: Esquema de deposição de partículas durante o processo de Conformação por Spray [7].

A espessura e forma dessa área influenciam fortemente a microestrutura típica dos materiais obtidos por spray forming, como uma estrutura homogênea de finos grãos equiaxiais, dada a rápida extração de energia térmica pelo gás de atomização [5,6].

A utilização de sensores ótico-eletrônicos permitiram estimar a influência das variáveis de processo sobre as características do material obtido. A Figura 2.3 mostra a influência da RGM, velocidade e da temperatura das gotas na fração mássica cumulativa dos pós de overspray obtidos. O material utilizado no estudo foi aço baixo carbono denominado Ck35 e atomizado com

gás nitrogênio e diâmetro do tubo de vazamento (d_0) de 4 mm. O superaquecimento (ΔT) foi de 160K [6].

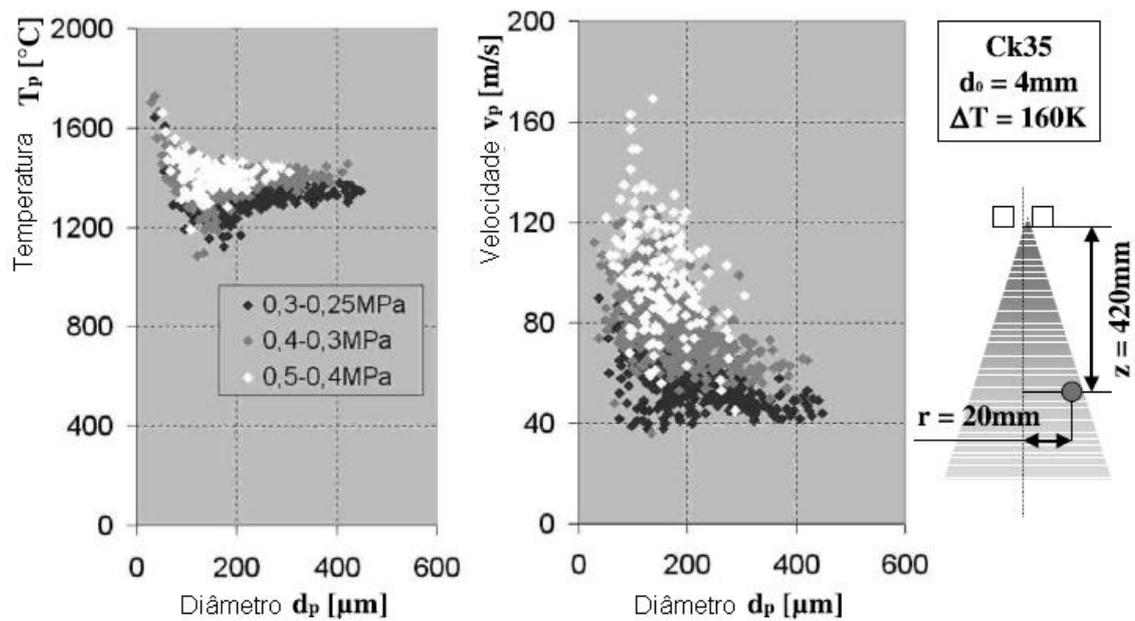


Figura 2.3: Variação da pressão de atomização, temperatura e velocidade das gotas sobre o diâmetro do overspray obtido [6].

Observa-se claramente que o aumento da pressão de atomização leva ao aumento da velocidade e temperatura das gotas e diminuição do diâmetro médio. Observa-se também que o aumento da velocidade das gotas e diminuição do diâmetro médio ocorre devido à interação do gás de atomização e o metal, mas o aumento da temperatura não é plausível, devendo-se a menor energia térmica presente em gotas pequenas em detrimento das maiores, levando a níveis de emissividade que não puderam ser medidas pela limitação do sistema de medição utilizado, que trabalha entre 900–4000 °C [6].

Esses resultados ilustram a influência das variáveis de processo sobre o produto final, indicando que seu controle é fundamental para obtenção de depósitos ausentes de defeitos, como porosidade e segregação ou mesmo baixo rendimento.

O nível de porosidade presente depende de vários fatores, tais como as propriedades termofísicas do material e do gás e de condições relativas ao equipamento. Assim pode-se chegar a depósitos com até 99% da densidade teórica [7,8]. Por outro lado deve-se considerar que a porosidade é uma característica intrínseca deste processo, podendo fazer necessário um posterior trabalho, como extrusão, laminação a quente ou a frio para aumentar a densidade do produto. Tratamentos térmicos ou forjamentos posteriores podem provocar um aumento no tamanho de grão e o desenvolvimento de textura [1,9].

2.2 As Ligas Fe-Si

2.2.1 Efeito da Adição de Silício no Ferro

A adição de elementos de liga no desenvolvimento de materiais magnéticos moles deve-se ao fato de que os elementos puros não possuem todas as propriedades, magnéticas e não-magnéticas, otimizadas para as aplicações requeridas. O ferro puro apresenta resistividade em temperatura ambiente não suficientemente alta para manter baixas as perdas por correntes parasitas e sua resistência à corrosão é reconhecidamente pobre [10].

A Figura 2.4 indica como a resistividade (ρ) do Fe puro pode ser elevada com a adição de elementos de liga, principalmente Al e Si. Enquanto que a Figura 2.5 indica o rápido crescimento de ρ até cerca de 5%Si em massa, quando começa a ocorrer ordenamento atômico, atingindo o máximo a 11-12% de Si, então é observado uma queda acentuada culminada na região do limite da solubilidade sólida do elemento [11].

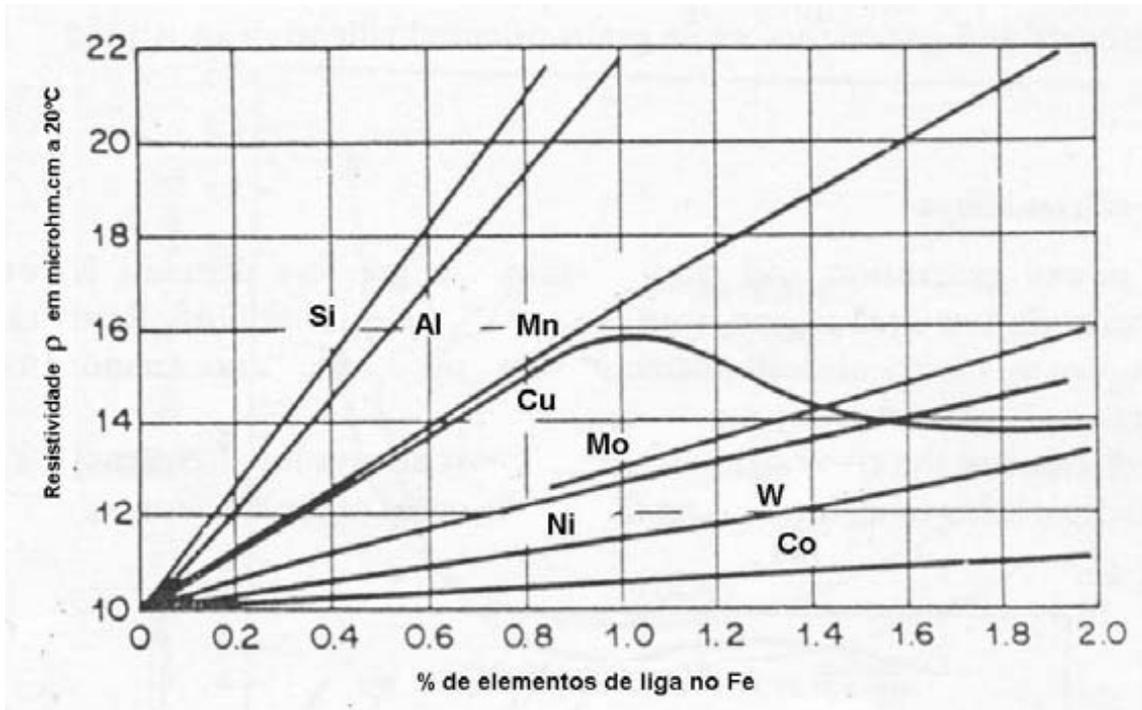


Figura 2.4: Variação da resistividade elétrica do ferro em função da adição de diferentes elementos de liga (% em massa)[10].

A incorporação do silício, matéria-prima de baixo custo, no ferro puro reduz acentuadamente as magnetostricções λ_{100} e λ_{111} , conforme mostrado na Figura 2.6, reduzindo os ruídos em aplicações em corrente alternada a 50 ou 60Hz [10].

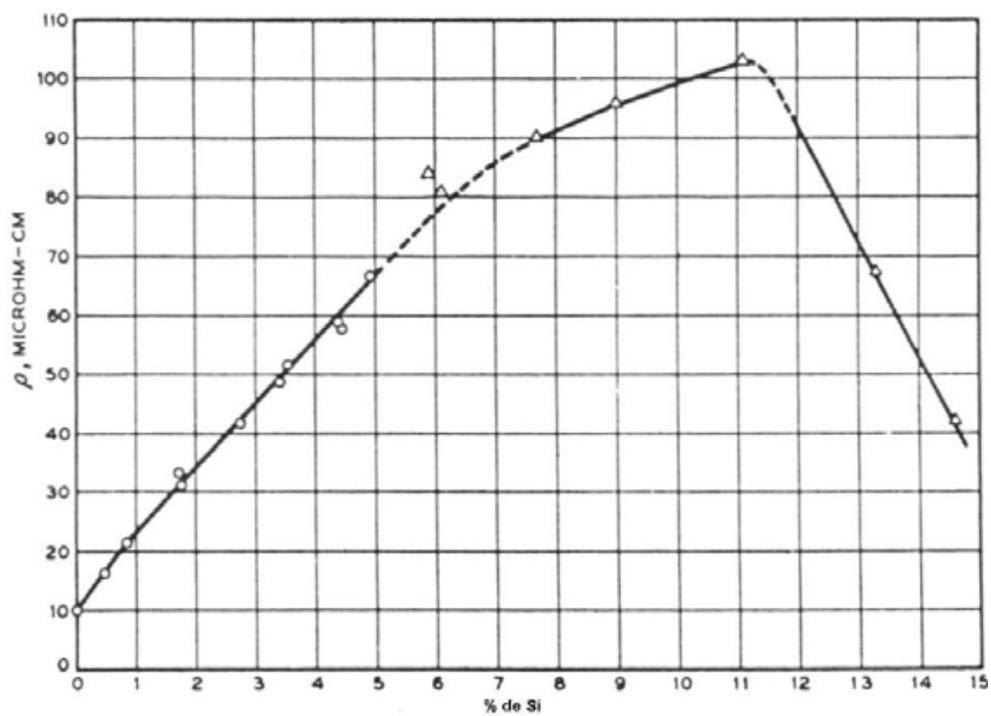


Figura 2.5: Resistividade elétrica da liga Fe-Si em função da porcentagem em peso de Silício [11].

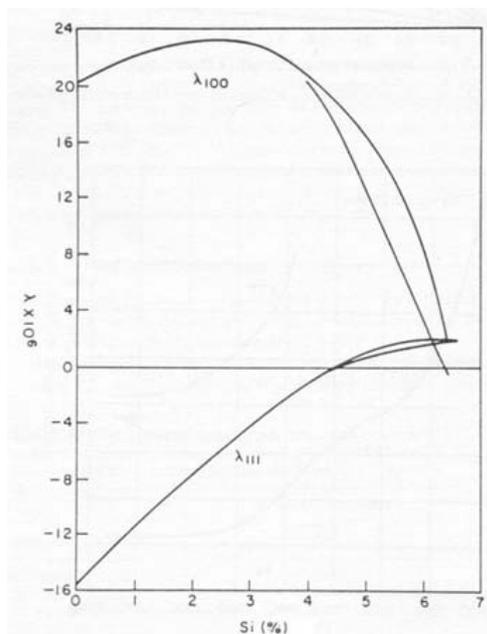


Figura 2.6: Variação dos coeficientes de magnetostricção λ_{100} e λ_{111} em função da quantidade de silício na liga Fe-Si [10].

A Figura 2.7 exibe o terceiro benefício proporcionado pela utilização do Si, a redução da anisotropia, permitindo que ocorram outras direções de fácil magnetização e não somente uma [11]. A queda de T_c e B_s com o acréscimo de Si é atribuída à diminuição do número de magnétons de Bohr por átomo de Fe, conseqüências indesejáveis do ponto de vista das propriedades magnéticas [10-12].

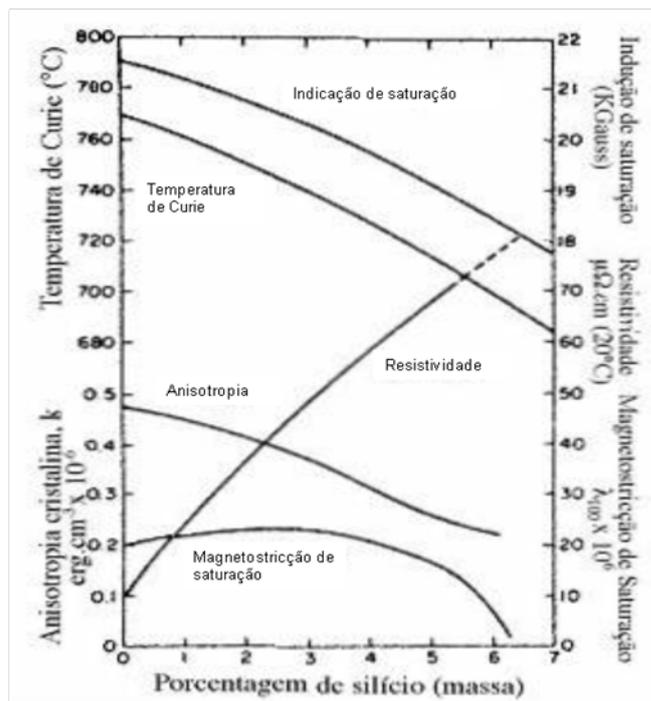


Figura 2.7: Variação das propriedades elétricas e magnéticas de ligas Fe-Si em função da quantidade de Si [10].

Ainda que a ductilidade à temperatura ambiente seja pouco afetada pela adição do silício até 2,5%, após este valor ela cai abruptamente e praticamente se anula para teores acima de 5%, tornando-se extremamente frágil e limitando comercialmente as composições com cerca de 3 a 4%Si quando utilizados os métodos convencionais de fabricação, nas quais os benefícios magnéticos oferecidos pela liga Fe-6,5%Si não podem ser explorados [10-12].

Em relação às propriedades mecânicas, os limites de resistência mecânica e de escoamento aumentam com a adição de silício até 4,5%, e em seguida caem rapidamente, como mostra a Figura 2.8.

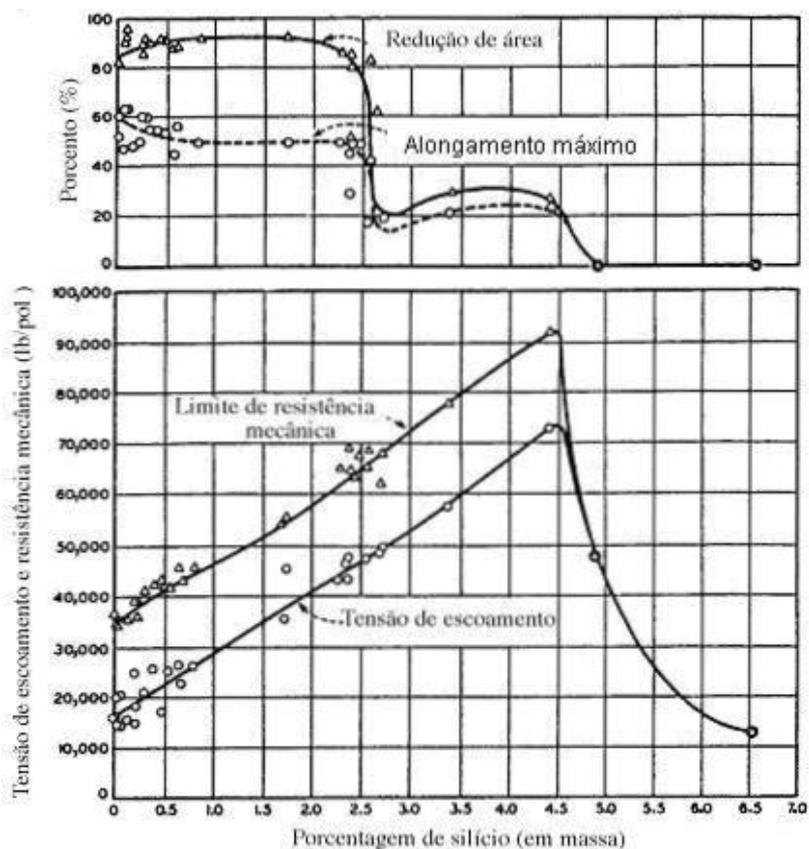


Figura 2.8: Propriedades mecânicas em função da porcentagem de Si [11].

2.2.2 Diagrama de Equilíbrio de Fases do Sistema Fe-Si

Na Figura 2.9 observa-se o diagrama de equilíbrio Fe-Si. Para temperaturas abaixo de 825°C o limite de solubilidade de silício no ferro- α é de aproximadamente 15% em peso, a partir da qual ocorre a precipitação da fase ϵ (FeSi), que não é magnética [13].

O silício estabiliza o ferro- α , sendo que para teores superiores a 1,9%Si o ferro- γ é completamente eliminado, existindo a vantagem de realização de

tratamentos térmicos sem a passagem pela transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ durante o resfriamento [11,12].

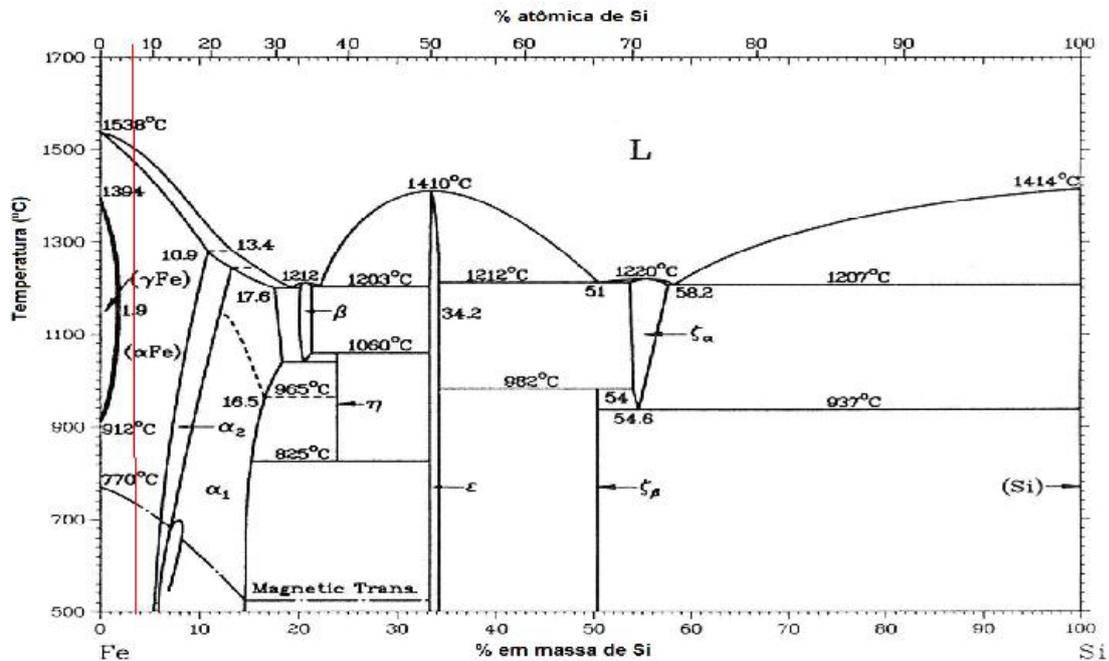


Figura 2.9: Diagrama de fases para a liga binária Fe-Si [14].

A baixa ductilidade das ligas Fe-Si com teores entre 5,3 e 11,2% em peso é atribuída à presença de dois tipos de fases com estruturas ordenadas: B2 e DO3 com estrutura cúbica de corpo centrado, CCC. Para ligas com valores de Si entre 5,9 e 7,9% em peso ambas as estruturas estão presentes [15,16]. O ordenamento de longo alcance da estrutura B2 é a causa principal da fragilidade apresentada por estas ligas, devido à formação de super-rede, e eleva concentração de tensão intragranular, acarretando assim a fratura prematura do material durante o processamento termomecânico [17].

2.3 Laminação Ferrítica

Atualmente os produtores de aço têm demonstrado interesse por laminar produtos no campo Ferrítico. Esta prática apresenta um potencial em ampliar a gama de produtos e também de reduzir os custos. Estas mudanças podem afetar as etapas do processo produtivo, principalmente as temperaturas de reaquecimento. Alguns benefícios que podem ser gerados durante o processamento com esta prática estão listados na Tabela 2.1. Existem também benefícios aos produtos processados desta forma e estão listados na Tabela 2.2 [18].

Tabela 2.1: Benefícios obtidos no processo por laminação Ferrítica [18].

<i>Etapa do Processo</i>	<i>Benefício</i>
Reaquecimento	Menor consumo de Gás
Laminação a Morno	Menor desgaste de cilindros e consumo de água de refrigeração
Decapagem	Menor consumo de ácidos
Laminação a Frio	Menores cargas de laminação

Tabela 2.2: obtidos nos produtos através da Laminação Ferrítica [18].

<i>Produto</i>	<i>Benefício</i>
Aços Elétricos	Formação de textura preferencial a redução das perdas magnéticas
Aços IF	Formação de textura preferencial a estampabilidade

É tradicionalmente conhecido que a deformação da Ferrita em temperaturas logo abaixo da Ar3 e Ar1 é mais macia que a deformação da Austenita logo acima de Ar3 [19]. Desta forma a laminação de aços ao Carbono e de aços Livres de Intersticiais (IF) podem ser executadas a temperaturas mais baixas no campo ferrítico sem que haja um aumento nas cargas necessárias ao processo.

Em uma experiência realizada na Laminação de Tiras a Quente da COSIPA, foram comparadas a laminação ferrítica de um aço elétrico de grão não orientado cujas faixas de composição química são: $C \leq 0,006\%$; $0,4-0,6\%$ Mn; $0,7-0,9\%$ Si; $0,4-0,6\%$ Al e $0,020$ e $0,040\%$ Sb, denominado CosCore na Figura 2.10 e Figura 2.11. Como comparação foi utilizada informações da laminação convencional de um aço ao C com as seguintes faixas de composição química: $0,10-0,14\%$ C, $0,40-0,50\%$ Mn e $0,020-0,050\%$ Al, denominado C-Mn nas figuras Figura 2.10 e Figura 2.11. Estabelecendo assim um comparativo entre o processo de laminação ferrítica e convencional [20].

Para obter-se a laminação ferrítica do material foi abaixada a temperatura de acabamento no trem acabador para temperaturas próximas a 800 e 820°C ao invés de temperaturas entre 850 e 900°C utilizada na laminação convencional.

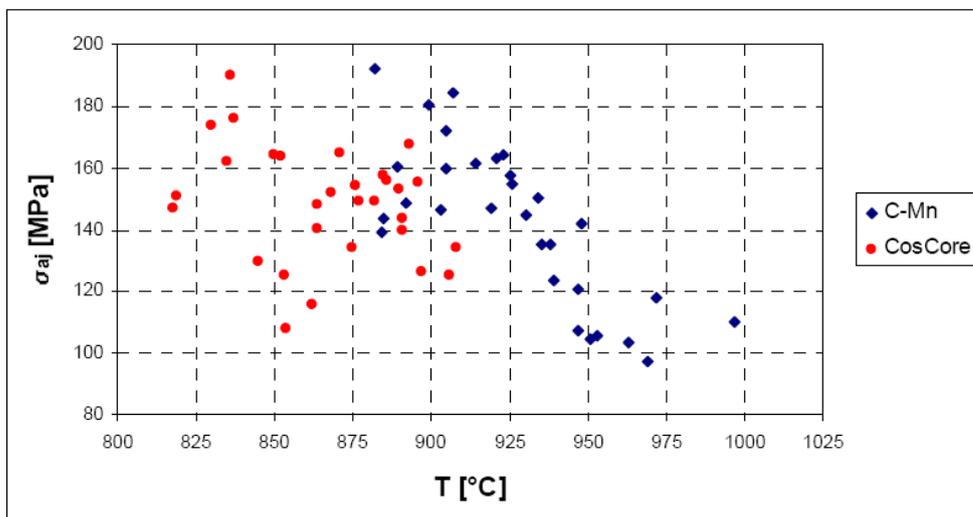


Figura 2.10: Valores normalizados de resistência à deformação a quente obtidos durante o processamento no Trem Acabador de aços ao C pelo processo convencional sob altas temperaturas e de aços elétricos usando-se a laminação ferrítica sob baixas temperaturas [20].

A Figura 2.10 permite que se faça uma comparação entre os valores de resistência à deformação a quente normalizada em função da temperatura para bobinas a quente do aço elétrico aqui estudado e aço ao C comum, considerando-se a laminação de produtos com dimensões similares. Pode-se observar que a resistência à deformação a quente elevou-se significativamente ao se abaixar a temperatura desde 950 até 915°C. Contudo, na faixa de temperaturas entre 915 e 815°C o valor desse parâmetro se estabiliza ou até mesmo cai em função da transformação da austenita em ferrita. Dessa forma ficou demonstrado o amaciamento causado por essa transformação alotrópica, o qual viabiliza a laminação ferrítica [20].

A Figura 2.11 mostra que valores originais de resistência à deformação a quente, carga e potência de laminação são bastante similares para os dois aços considerados, apesar do fato de o aço elétrico ser laminado sob temperaturas 70 a 110°C inferiores ao aço ao C, dentro do especificado pela laminação ferrítica. Confirmando assim a necessidade de menores cargas de laminação para este tipo de processamento em questão [20].

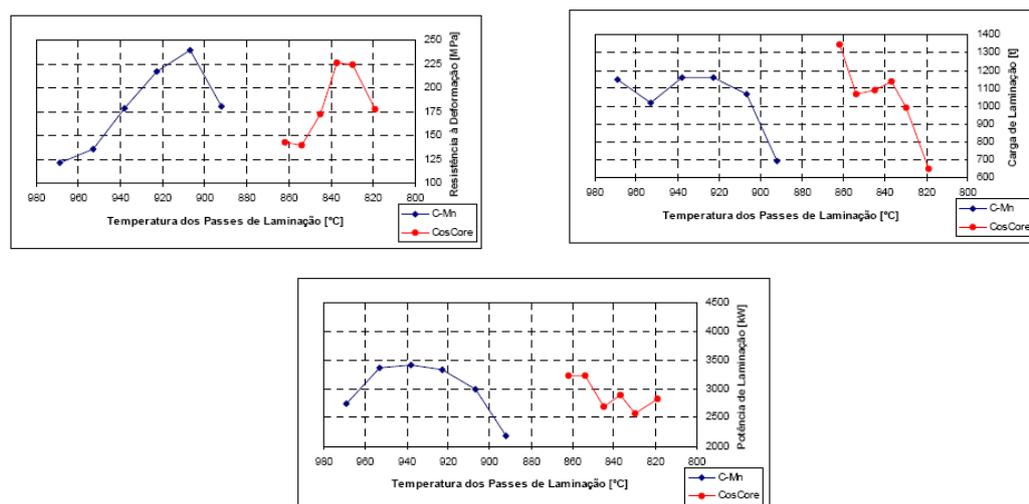


Figura 2.11: Valores médios de resistência à deformação, carga e potência de laminação verificados durante o processamento de aços ao C e elétricos no Laminador de Tiras a Quente [20].

Além da possibilidade de laminação de aços ao carbono e de IF no campo ferrítico, sem que haja aumento da carga de laminação, outro aspecto importante deste tipo de processamento é a possibilidade de geração de textura, orientação preferencial de grãos, que acabam favorecendo as propriedades desejadas no material. No caso de aços para fins elétricos a laminação no campo ferrítico elimina tensões oriundas da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, permitindo assim a formação de textura cristalográfica mais favorável às propriedades elétricas, como a formação do chamado componente GOSS, (110) [001]. Esta componente é obtida através da nucleação em bandas de cisalhamento na Ferrita encruada. No caso de aços IF a laminação ferrítica pode maximizar a textura cristalográfica favorável à estampabilidade do material, ou seja, predominância de planos {111} e aumento da taxa entre as intensidades de textura (111)/(001); em certos casos pode-se até suprimir a laminação a frio do material [18,20].

2.4 Bandas de Cisalhamento – Orientações preferenciais – Influência do carbono IF x LC.

A formação de orientações preferenciais em aços IF (*interstitial free*, livre de intersticiais, ou ultra baixo carbono) e em aços com baixos teores de Carbono tem sido atribuída à presença das chamadas bandas de cisalhamento. A presença dessas bandas apresenta forte impacto na recristalização do material. Uma possível razão para o aumento dessas bandas é a tendência ao DSA (dynamic strain ageing, envelhecimento dinâmico) que normalmente aparece em aços com teores de solutos mais elevados, durante o processamento a frio do material. A combinação dos efeitos a seguir descritos é o que nos indica a formação das bandas: sensibilidade negativa a taxa de deformação, deformação concentrada nos contornos de grão e a presença de densidades de discordâncias em níveis muito elevados [21].

2.4.1 Envelhecimento dinâmico

É conhecida a ocorrência de envelhecimento dinâmico, DSA em aços que contém C ou N como solutos durante a deformação, por exemplo, em taxas de deformação de 10^{-2}s^{-1} em temperaturas entre 200 e 350°C. Este fenômeno ocorre quando a difusividade dos átomos intersticiais atinge a mesma velocidade de deslocamento das discordâncias [22]. Para que ocorra o DSA com taxas de deformação de 10^2s^{-1} , por exemplo, as temperaturas de processamento devem ser da ordem de 470 a 635°C. A influência da DSA durante a deformação de aços baixo carbono e IF estão mostradas na Figura 2.12. A sensibilidade à taxa de deformação é descrita pela seguinte equação: $m = \Delta(\log\sigma)/\Delta(\log\dot{\epsilon})$. Valores negativos de m indicam a ocorrência de DSA e podemos verificar isto nos picos das curvas, imediatamente após estes picos, valores de m positivos e maiores que o normal é esperado [18].

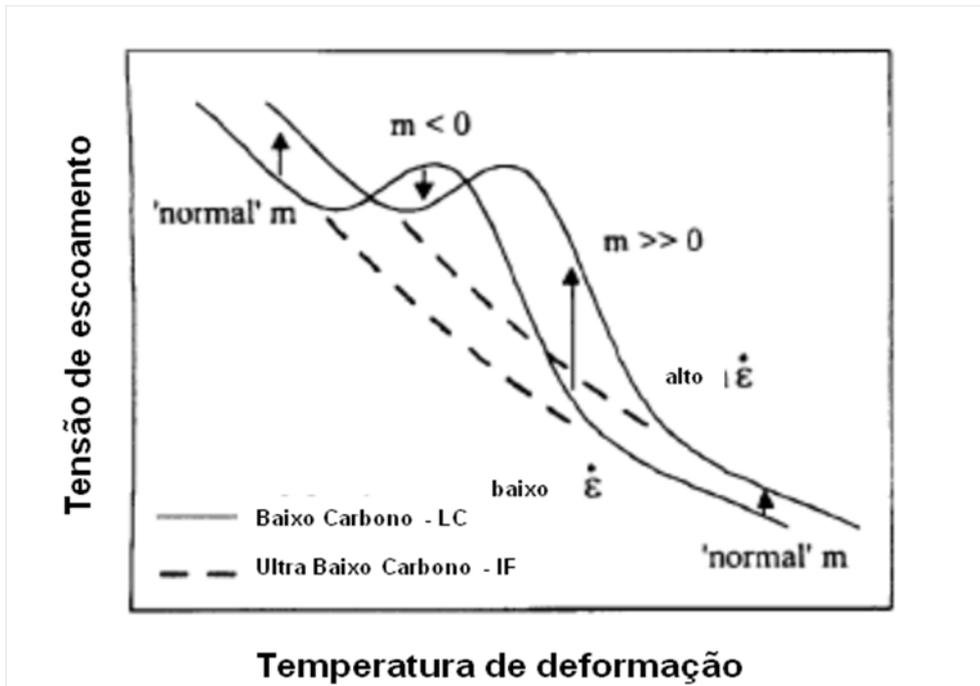


Figura 2.12: Representação esquemática da temperatura e tensões para duas taxas de deformação. Os picos para os aços LC são consequência da DSA [18].

A presença de bandas de cisalhamento em aços livres de intersticiais e em aços com baixos teores de Carbono em laminação a temperaturas entre 70 e 700°C mostra a tendência existente de formação das bandas de acordo com a composição química e processamento do material. Amostras de aço com as composições presentes na Tabela 3.1, foram processadas a 70 e 700°C.

Tabela 2.3: composição química dos aços (% em massa).

	C (%)	Mn (%)	Ti (%)	Si (%)	Al (%)	S (%)	P (%)	N (%)
IF	0,005	0,13	0,084	0,005	0,042	0,01	0,01	0,0003
LC	0,014	0,22	-	0,03	-	0,01	0,01	0,0008

A Figura 2.13 nos mostra exemplos de bandas de cisalhamento internas aos grãos em aços IF e baixo carbono (LC). O LC apresenta a formação de

menor quantidade de bandas e também de menor tamanho em relação ao IF, indicando que o fluxo da deformação junto a elas foi diminuído. Esta aparência atrofiada de bandas é característica de aços baixo carbono processados a temperaturas acima de 550°C [18].

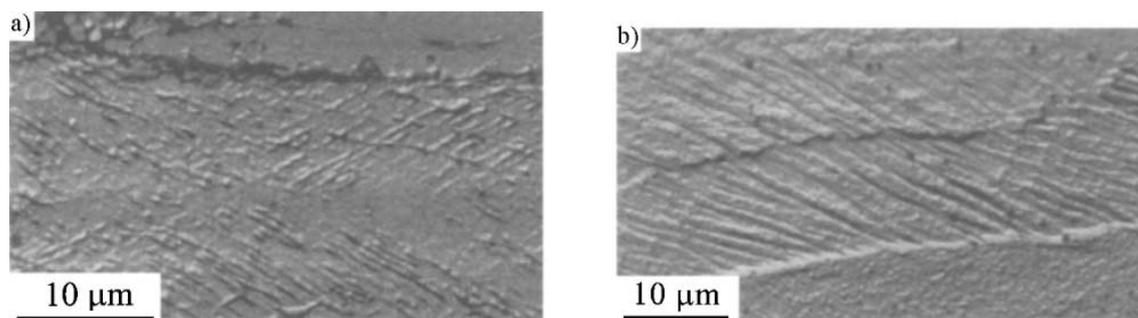


Figura 2.13: Exemplos de bandas internas aos grãos obtidas em laminação a 700°C com redução de 65% (a) Aço Baixo Carbono (LC) e (b) IF [21].

O comportamento citado anteriormente difere claramente no caso dos aços IF. Neste caso a temperatura de processamento não interfere na natureza das bandas sendo a característica apresentada na Figura 2.13(b) a 700°C a mesma para todas as temperaturas de processamento. Nesta micrografia o cisalhamento acontece ao longo de cada banda ficando evidente pela disposição dos contornos de grão. A contagem da fração de bandas de cisalhamento é realizada por uma técnica de contagem [21]. Os resultados estão descritos na Figura 2.14, onde se pode ver que a presença de bandas para os aços IF não é afetada pela temperatura. Para os aços baixo carbono, no entanto, a presença de bandas é fortemente afetada pela temperatura, apresentando inclusive considerável aumento, com valores acima dos IF para temperaturas de processamento abaixo dos 400°C. Desta forma, materiais IF apresentam maiores quantidades de bandas quando processados em temperaturas acima de 450 °C, para temperaturas abaixo deste valor a relação se inverte [18].

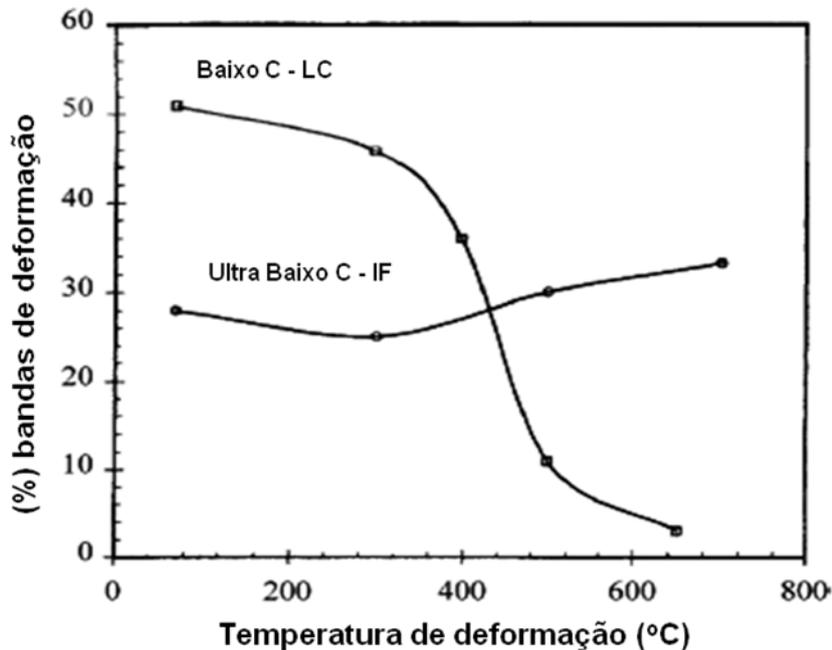


Figura 2.14: Concentração de bandas de cisalhamento internas aos grãos ferríticos de acordo com a temperatura de processamento para aços Baixo Carbono e IF [18].

As orientações dos grãos estão mostradas na Figura 2.15 juntamente com a direção de laminação da chapa. São caracterizadas como texturas típicas da laminação as fibras na direção de laminação (RD Fibras) que contém grãos com os eixos $\langle 110 \rangle$ paralelos à direção de laminação, assim como as fibras de direção normal a laminação (ND Fibras) cujos grãos têm orientação $\langle 111 \rangle$ paralela ao eixo normal a laminação [18,21].

Através da análise da Figura 2.16 nota-se que para os aços IF a fibra ND ($\langle 111 \rangle \parallel$ ND) é predominante para ambos os processamentos, a frio e a morno. Já no caso dos aços baixo carbono, verificou-se uma situação diferente e mais complexa. Após a laminação a frio, a textura de recristalização foi composta por uma fibra ND mais um componente GOSS ($\{011\}\langle 100 \rangle$) e no caso da

laminação a morno a textura apresentada foi uma RD parcial indo de $\{001\}\langle 110 \rangle$ até $\{112\}\langle 110 \rangle$ e presença desprezível de fibras ND e GOSS.

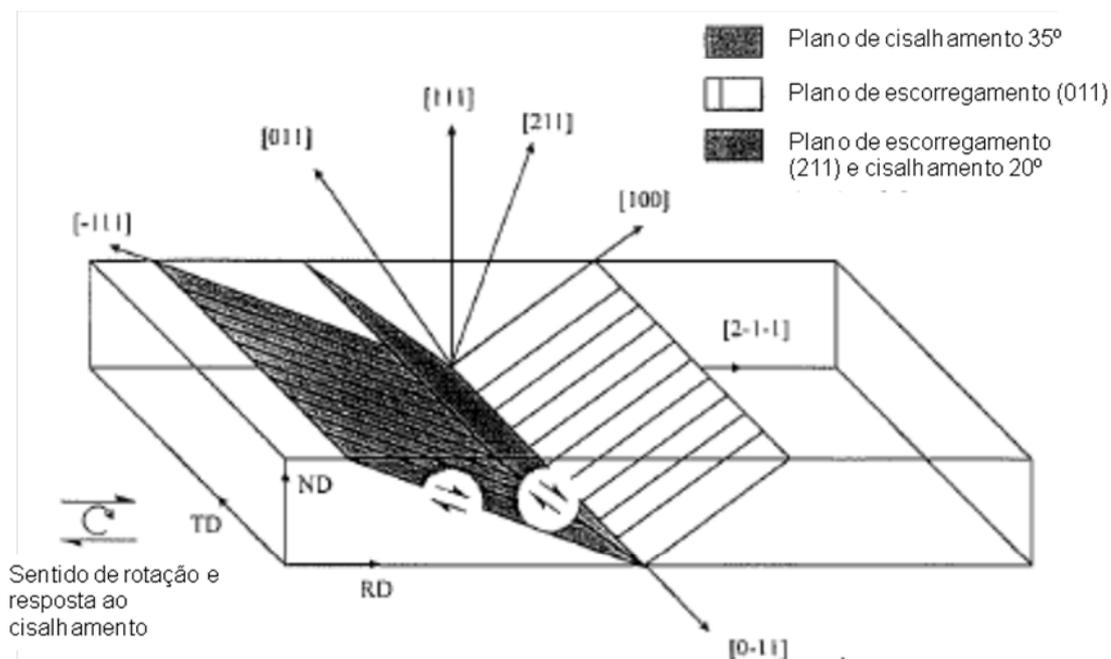


Figura 2.15: Figura esquemática mostrando alguns planos de escorregamento e direções em relação à chapa. RD – Direção de Laminação, ND – Direção Normal a Laminação, TD – Direção Transversal a Laminação [23].

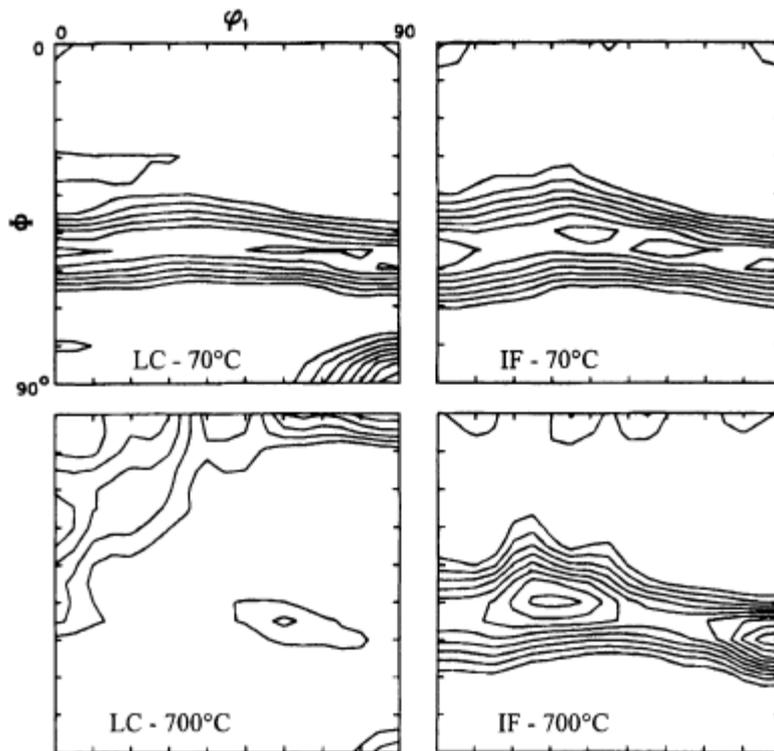


Figura 2.16: $\phi_2 = 45^\circ$ ODF (Orientation Distribution Functions, função de distribuição de orientações) para aços IF e baixo carbono laminados a 70 e 700°C e recozidos a 700°C [18,21].

Desta forma a dependência da temperatura, para o caso dos aços baixo carbono, fica demonstrada e também o comportamento se difere claramente do dos aços IF. Estas diferenças foram atribuídas à natureza e densidade de bandas de cisalhamento e características da textura. Então algumas ligações foram realizadas entre as texturas obtidas após a laminação e recozimento do material e as características das bandas de cisalhamento, já que estas servem de núcleo às orientações preferenciais durante a recristalização.

O componente GOSS que aparece de maneira bastante significativa no aço baixo carbono após laminação a 70°C, e que não aparece em nenhum dos outros casos citados, é atribuído à nucleação nas chamadas bandas de cisalhamento severas, que só apareceram neste caso.

A fibra ND que aparece no aço baixo carbono laminado a 70°C e para todas as temperaturas nos casos do IF, atribuiu-se a nucleação nas bandas de cisalhamento moderadas, tal comportamento não ocorre para o baixo carbono laminado a 700°C.

Atribui-se a quase-ausência de componentes ND e de componente GOSS ao aço baixo carbono, após recozimento, laminado a 700°C à quase-ausência de bandas de cisalhamento neste material.

A considerável diferença de comportamento de formação de bandas pode ser descrito pelo efeito do carbono em solução nos aços baixo carbono. Em temperaturas de laminação baixas, a intensa formação de bandas de cisalhamento está associada à sensibilidade a taxa de deformação negativa e a extremamente alta e instável densidade de discordâncias atribuídas ao DSA. Para temperaturas mais elevadas, o DSA já não ocorre mais, e a presença de carbono tem efeito contrário, alta sensibilidade a taxa de deformação, impedindo a formação de bandas de cisalhamento. [18]

A ligação proposta entre a formação de orientações desejáveis, fibras ND e componente GOSS podem ser exploradas tecnologicamente. Seja a ausência de bandas de deformação severa em aços IF devido à ausência de DSA durante o processamento deste material, ou através da manipulação da faixa de temperaturas de ocorrência de DSA em aços ao carbono através da adição de elementos de liga [18,24].

2.5 Trabalhabilidade a Frio de Aços Baixo Carbono

Estudos comparativos a respeito da trabalhabilidade a frio dos aços: AISI 1018, 1045, 1078, 4140, and 4340. Foram realizados ensaios de compressão e compressão plana para a determinação dos resultados para cada tipo de material. Dentre os materiais apresentados o que apresentou melhores resultados para o limite de trabalhabilidade a frio foi o AISI 1018 [25].

2.6 Simulação Física de Processamento Termomecânico

O processamento termomecânico representa uma parcela significativa do trabalho realizado na fabricação de componentes e produtos metálicos. O conhecimento do comportamento do material quando solicitado termomecanicamente é de crucial importância no desenvolvimento das propriedades, através de alterações de parâmetros e criação de novas rotas de processamento.

Os principais parâmetros de processamento a quente de materiais metálicos são: temperatura de deformação, quantidade de deformação imposta e taxas de deformação.

Os processos de simulação física do processamento de materiais nos permitem conhecer o comportamento do material em condições de processamento, esta é a característica principal que levou ao desenvolvimento destes tipos de ensaios. Os estudos dos eventos que ocorrem durante o processamento de materiais podem ser realizados utilizando-se equipamentos industriais, plantas pilotos ou ensaios de laboratório. Por razões financeiras os estudos em equipamentos de produção normalmente são descartados. Estudos em plantas pilotos como laminadores ou prensas de laboratório, permitem que sejam realizados processamentos similares aos industriais, porém não são representativos quanto às condições de atrito/lubrificação e transferência de calor durante o processo.

A simulação física é capaz de reproduzir fielmente os parâmetros reais de processamento como ciclos térmicos, mecânicos ou termomecânicos através do uso de um corpo de prova de tamanho reduzido, por isso vem sendo largamente utilizada. O equipamento que realiza a simulação normalmente é capaz de variar e uma larga escala os parâmetros e de medir a resposta do material de maneira simultânea. A prática de avaliação da microestrutura do material após a simulação não é descartada. Os processos

de simulação nos permitem estudar o comportamento dos materiais em condições similares as de processamento industrial [26].

Desta forma apresenta-se como uma ferramenta muito interessante no estudo das Ligas Fe-Si em questão, já que se trata de uma proposta totalmente inovadora de fabricação e o conhecimento do comportamento do material conformado por spray em posterior tratamento termomecânico será determinante para a caracterização deste novo material.

2.7 Mecanismos de endurecimento e amaciamento em elevadas temperaturas

Em temperaturas homólogas altas existe a possibilidade de ocorrer mecanismos micro e/ou subestruturais específicos que ocasionam um aumento na resistência mecânica. Todavia, estes mecanismos freqüentemente contribuem para a diminuição da ductilidade. Estes fenômenos são os seguintes:

- a) Encruamento;
- b) Precipitação, e
- c) Solução sólida

O conhecimento desta fenomenologia é de grande interesse para o projeto de procedimentos de conformação plástica realizados em altas temperaturas, uma vez que deles depende a carga de trabalho, assim como o controle da ductilidade. Consideraremos neste trabalho apenas o efeito do encruamento durante o processo de deformação a quente do material [27].

2.7.1 Encruamento

Sob o ponto de vista subestrutural, o encruamento é caracterizado pela densidade de discordâncias e pelo tipo de arranjo no qual estes defeitos se apresentam. Durante a deformação plástica, podem estar presentes na rede cristalina, basicamente, dois tipos de “classes” de discordâncias: as discordâncias móveis e as discordâncias imóveis. As móveis são as responsáveis pelas mudanças de forma no material e as imóveis são responsáveis por formação de emaranhados, células e subgrãos. O nível de encruamento do material será maior quanto maior for a dificuldade das discordâncias móveis caminharem durante o processo de deformação [27,28].

2.7.2 Amaciamento durante processos de deformação.

As propriedades finais de um material deformado a quente são marcadamente influenciadas pela natureza dos processos que ocorrem durante e depois da deformação. Durante a deformação estão ocorrendo concomitantemente endurecimento e amolecimento dinâmico. O amolecimento dinâmico pode ser de dois tipos: recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Após a deformação, ocorrem processos de restauração e o consequente amolecimento do material. Existem três diferentes processos que podem ser responsáveis por este amolecimento: recuperação estática, recristalização estática e recristalização metadinâmica. Consideraremos no presente trabalho os mecanismos de amolecimento dinâmico.

2.7.3 Recuperação Dinâmica

Durante o encruamento formam-se emaranhados de discordâncias. A operação de mecanismos termicamente ativados como a escalagem e o deslizamento cruzado faz com que as discordâncias se reorganizem formando uma estrutura celular durante a deformação plástica de um metal que está sofrendo algum processo de conformação a quente. A Figura 2.17 mostra o comportamento típico da tensão em função da deformação de um material que sofre somente recuperação dinâmica. A recuperação dinâmica envolve o rearranjo de discordâncias, que pode levar ao equilíbrio dinâmico entre a taxa de geração e de aniquilação de discordâncias, com formação de células e subgrãos. Este comportamento é típico de metais de alta energia de falha de empilhamento.

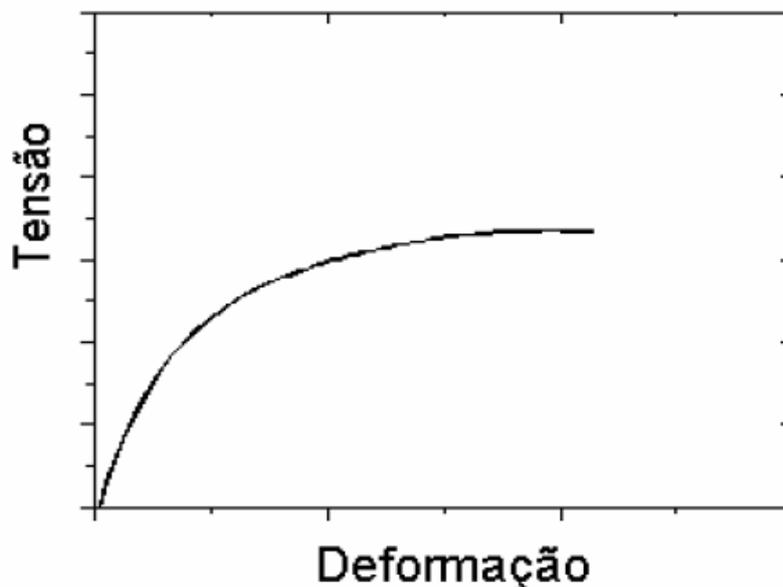


Figura 2.17: Representação esquemática da curva tensão x deformação de um material que somente recupera dinamicamente [29].

Quando o equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e aniquilação de discordâncias é alcançado, chega-se ao estado estacionário, que é caracterizado por manter a tensão constante durante a deformação posterior. No estado estacionário tem-se o rearranjo contínuo dos contornos de subgrãos com a aniquilação de subcontornos antigos e formação de novos, fazendo com que o tamanho médio dos subgrãos não varie com a deformação, sendo dependente da temperatura e da taxa de deformação [29,30].

2.7.4 Recristalização Dinâmica.

Este processo de restauração ocorre em metais com média e baixa energia de falha de empilhamento, quando deformados a altas temperaturas. O formato típico da curva de escoamento plástico para um material que sofre recristalização dinâmica pode ser observado na curva esquemática apresentada na Figura 2.18.

Com o progresso da deformação, os metais de média e baixa energia de falha de empilhamento formam uma subestrutura celular de discordâncias que desenvolvem contornos muito emaranhados e de tamanhos menores que os metais de alta energia de falha de empilhamento (Estágio I). Neste estágio, ocorre um aumento rápido da densidade de discordâncias, até que esta densidade atinge um valor crítico, e novos grãos são nucleados durante a deformação (Estágio II). No Estágio III todos os novos e pequenos grãos equiaxiais originados no Estágio II substituíram os grãos originais e permanecem na forma equiaxial e com tamanho constante ao longo do estado estacionário (III).

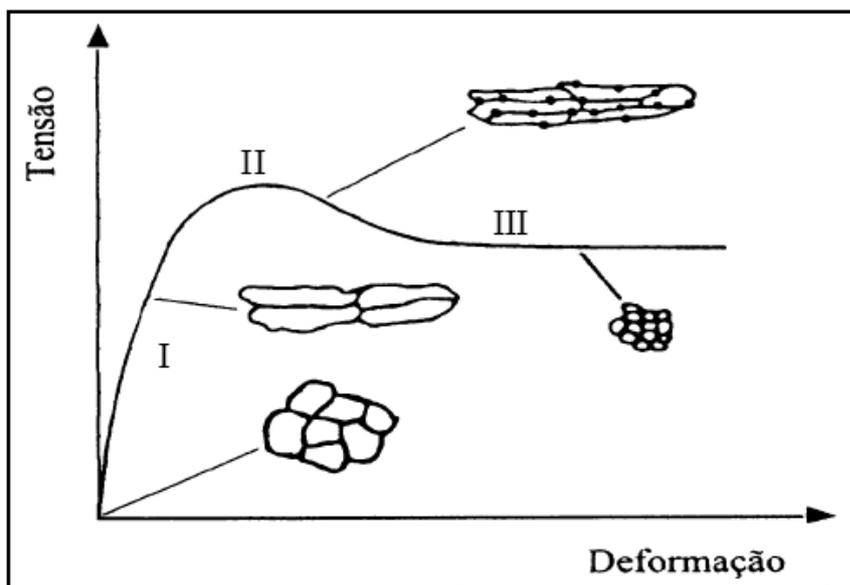


Figura 2.18: Curva tensão x deformação esquemática para metais que recristalizam dinamicamente e a evolução microestrutural ao longo da deformação [30,31].

2.7.5 Inter-relação entre Encruamento, Recuperação e Recristalização

A inter-relação entre os três mecanismos que descrevem a curva tensão x deformação, pode ser observado na Figura 2.19. A linha tracejada no lado esquerdo do diagrama indica um encruamento linear e ausência de qualquer mecanismo de amolecimento dinâmico. Os processos dinâmicos reduzem a tensão a partir do encruamento linear até os valores apresentados pela linha cheia. Em metais com alta energia de falha de empilhamento a operação de mecanismos de recuperação dinâmica reduz a tensão até o nível representado pela linha pontilhada, que é a curva tensão x deformação apresentada pelos materiais que somente recuperam dinamicamente. Este comportamento pode ser observado na Figura 2.17. Em metais com energia de falha de empilhamento moderada ou baixa, a recristalização dinâmica produz um

amolecimento adicional durante a deformação, abaixando a tensão ao nível da linha cheia, que é a curva tensão versus deformação final apresentada por materiais que recristalizam dinamicamente, também representadas na Figura 2.18 [27,30].

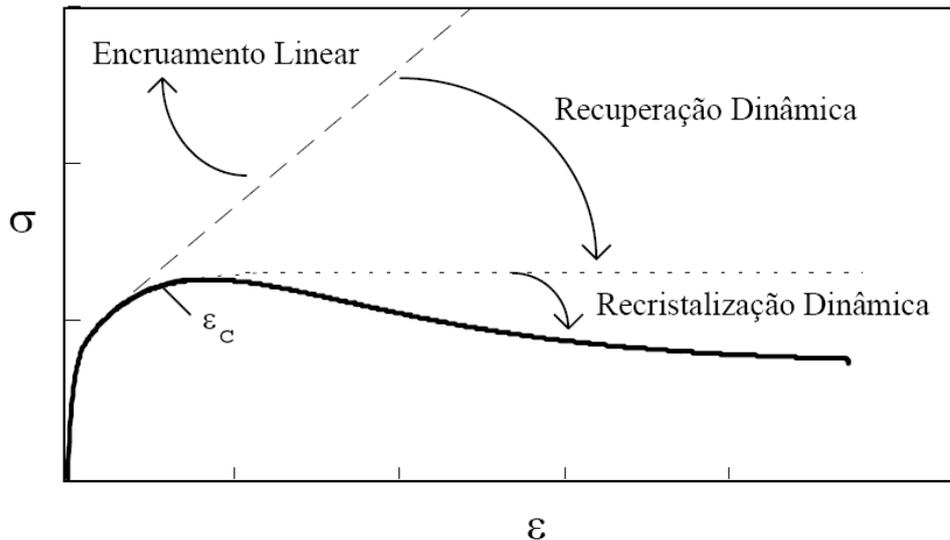


Figura 2.19: Representação esquemática da contribuição relativa dos dois processos dinâmicos de amolecimento, associados com trabalho a quente [27,30].

2.8 Técnicas de caracterização através de Difração de Elétons Retroespalhados

O EBSD (Electron Back-Scatter Diffraction), difração de elétrons retroespalhados, consiste em uma análise dos elétrons retroespalhados gerados durante uma análise de um microscópio eletrônico de varredura. É necessário que a amostra esteja em uma inclinação em relação ao feixe de um ângulo maior que 60° . Uma vez que estes elétrons são detectados eles apresentam um padrão que está diretamente relacionado com a estrutura cristalográfica da amostra. As linhas formadas por estes elétrons são

chamadas de linhas de kikuchi, e através delas é possível verificar a orientação cristalográfica do material. As análises microestruturais através destes padrões de difração não são diretas, dependem de correlações matemáticas. A partir dos anos 80, com o desenvolvimento da informática este tipo de análise se tornou viável vem sendo utilizado comumente.

Quando um feixe de elétrons difrata em um sólido cristalino, existem elétrons em todas as direções, e inclusive nas direções do ângulo de Bragg entre planos cristalinos, gerando assim interações elásticas e feixes difratados com grande intensidade, estes são os feixes que formam as linhas de Kikuchi. A Figura 2.20 mostra esquematicamente a formação das linhas de Kikuchi com utilização do EBSD e as linhas para uma amostra de Ni [32].

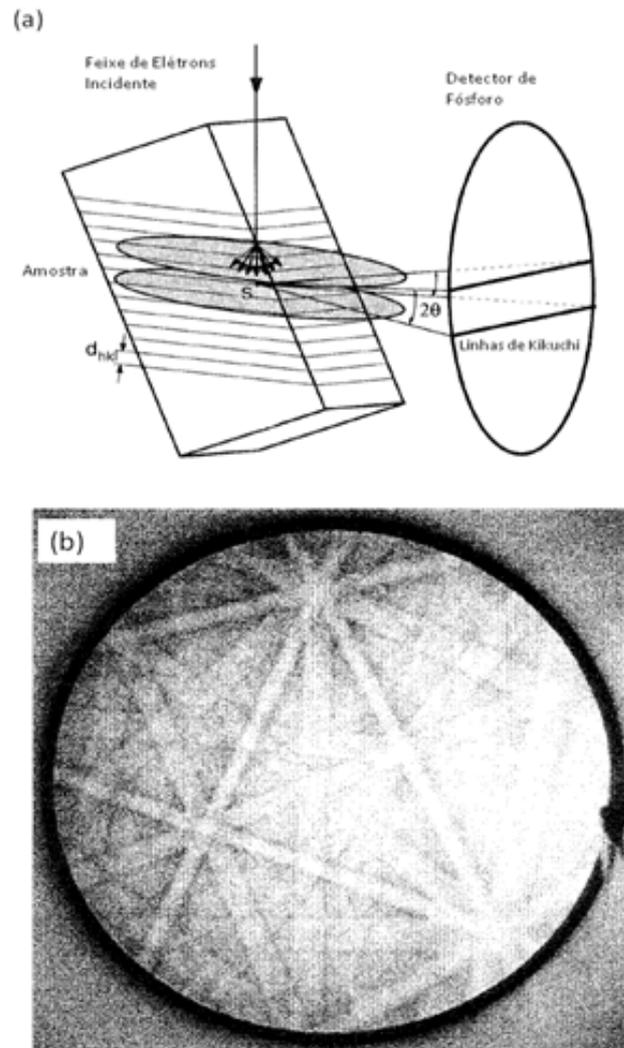


Figura 2.20: (a) Exemplo da origem de linhas de Kikuchi em EBSD, (b) linhas de Kikuchi para Níquel a 20KV [32].

A avaliação de como a distribuição de orientações se apresenta no material é determinada pela obtenção da chamada ODF (função de distribuição de orientações), função matemática que é montada a partir do conhecimento de um conjunto de distribuições de orientação particulares (tais como (110), (200) e (311) em materiais cúbicos de corpo centrado como o ferro alfa). Cada distribuição individual é conhecida como figura de pólo e representa intrinsecamente a densidade de distribuição da normal do plano cristalográfico

considerado do ponto de vista de sua orientação macroscópica com referencia ao sistema da amostra (tipicamente ND (direção normal) e RD (direção de laminação)).

Figura de pólo é uma representação da distribuição (ou concentração) de um determinado plano cristalográfico ao longo da orientação macroscópica da amostra (DN,DT e DL) e é associado ao conjunto de pares (Ψ, ϕ) , onde o primeiro angulo se refere ao angulo de inclinação da normal da amostra e o segundo ao ângulo de rotação (azimute) da normal da amostra em torno do sistema externo de referência [32].

Podemos ver na Figura 2.21 um exemplo de aplicação da figura de pólo, trata-se da direção GOSS $\{011\}\langle 100\rangle$, de grande interesse para aços de aplicações elétricas.

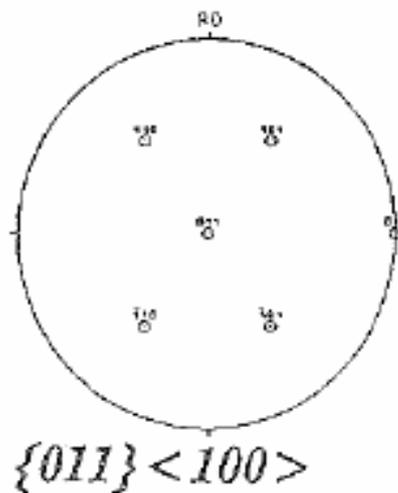


Figura 2.21: Figura de pólo para a orientação GOSS $\{011\}\langle 100\rangle$ [33].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a obtenção dos depósitos foram utilizadas barras laminadas de AISI 1010 e 1020 acrescido de Si, durante o processo de conformação dos depósitos, de forma a atingir a concentração de 6,5% (em peso). A Tabela 3.1 mostra a composição química dos aços AISI 1010 e 1020.

Tabela 3.1: Composição química do material utilizado (% em massa).

Aço	C (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)
AISI 1010	0,08-0,13	0,30 – 0,60	Máx. 0,050	Máx. 0,040
AISI 1020	0,17-0,23	0,30 – 0,60	Máx. 0,050	Máx. 0,040

3.1 Conformação dos depósitos por Spray

Foram realizados experimentos preliminares no Laboratório de Fundição e também foram utilizados estudos realizados pelo grupo de pesquisa com as ligas Fe-Si e Fe-Si-Al de forma a determinar os melhores parâmetros a serem utilizados durante a produção dos depósitos, visando obtenção de tamanhos de grão homogêneos e baixa porosidade. Os parâmetros utilizados no presente trabalho estão listados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Parâmetros de processamento utilizados nos experimentos.

<i>Parâmetros</i>	<i>Descrição</i>
Pressão de atomização	0,5 MPa
Gás de atomização	Nitrogênio
Diâmetro do tubo de vazamento	6 mm
Distância de vôo	300 mm
Substrato	Aço carbono com 5 mm de espessura
Rotação do Substrato	60 RPM
Temperatura de Atomização	~ 1660°C
Superaquecimento da Liga	~ 220 °C acima da Temp. líquido ~ 1440 °C
Massa metal fundido	~ 5000 g
Rendimento do processo	~ 65%
Tempo de deposição	~ 20 s
Taxa de Deposição	~ 250g/s

3.2 Confeção dos corpos de prova

Após serem realizados os depósitos foram realizados pré-cortes do material através de disco cerâmico circular, seguido de usinagem em torno. Os corpos de prova para a simulação física são cilíndricos com a parte a ser deformada, uma extremidade com rosca e a outra de seção retangular onde é feito o acoplamento. O corte do material é desafiador, uma vez que o formato inicial de depósito não favorece a colocação do mesmo neste tipo de equipamento, torno, fazendo assim necessário o trabalho de pré-corte. Na Figura 3.1 podemos ver um corpo de prova com a geometria a ser utilizada.

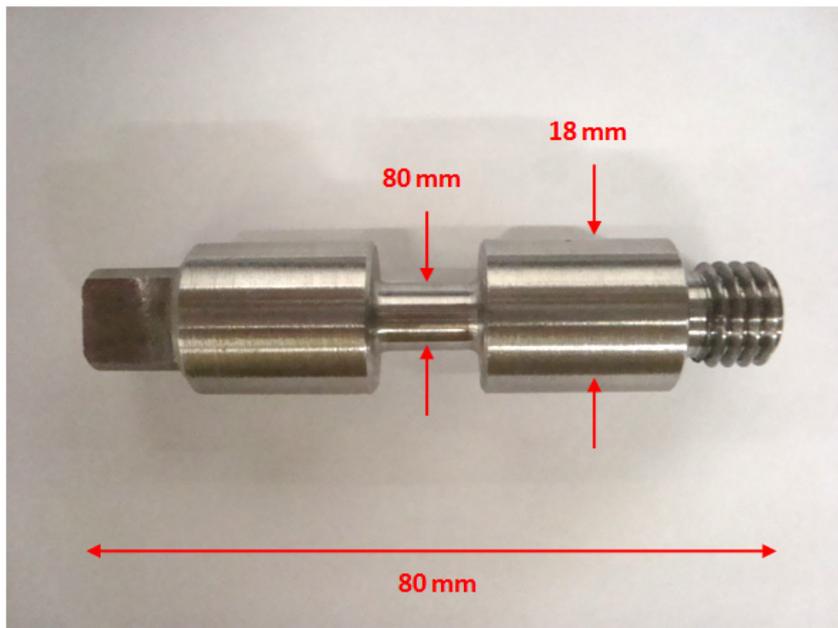


Figura 3.1: Corpo de prova a ser utilizado no ensaio de torção.

3.3 Realização dos ensaios de Torção a Quente

O simulador, projetado e construído no DEMa, alocado no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos, consiste basicamente em um conjunto de servo motor, embreagem e freios. Este conjunto é capaz de impor deformações, taxas de deformação e tempos de espera em largas faixas de valores. Para aquecimento utiliza-se um forno de aquecimento através de radiação infravermelho, de baixa inércia térmica.

As deformações impostas ao corpo de prova cilíndrico são apenas de cisalhamento, ou seja, não há mudança de forma no corpo de prova após os ensaios.

A caracterização do material durante a deformação é realizada através da Curva tensão equivalente vs. deformação equivalente. Para a superfície das

amostras cilíndricas torcionadas são calculadas a partir do torque e ângulo de rotação medido, utilizando-se as equações 3.1 e 3.2:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi R^3} (3 + m + n) \quad (3.1)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{R\theta}{\sqrt{3}L} \quad (3.2)$$

onde M é o torque aplicado, o θ é o ângulo de rotação, R e L são o raio e o comprimento útil do corpo de prova. Os coeficientes m e n representam a sensibilidade do material às mudanças na taxa de deformação e na deformação.

3.4 Ensaio de torção

Serão realizados ensaios nas temperaturas de 700, 800, 900 e 930°C, com taxa de deformação de 0,5 s⁻¹ e deformação até a fratura, de forma a se obter as curvas de tensão x deformação e verificar, se possível a formação de bandas de cisalhamento nos materiais em questão.

3.5 Caracterização do Material

3.5.1 Microscopia Ótica

Amostras de todos os experimentos que resultaram positivamente tiveram amostras retiradas com serra circular e embutidas em resina poliéster e lixadas com lixas de 120 a 2500 mesh, seguindo-se de polimento com alumina de diâmetro 1µm e 0,3µm.

O ataque utilizado para revelar a microestrutura será Nital 4%, preparado com 96 ml de álcool 95% mínimo de pureza e 6 ml de ácido nítrico 65% de concentração. As amostras foram atacadas por imersão à temperatura ambiente durante cinco minutos e em seguida enxaguadas com álcool e secas com algodão.

3.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura MEV

Foram realizadas análises do material em microscópio eletrônico juntamente com a técnica EBSD (Electron Backscatter Diffraction, difração de elétrons retroespalhados) nos corpos de prova deformados para descobrir se houve a formação de orientação preferencial durante as deformações. EDS (Energy Dispersive System), sistema de energia dispersiva foi aplicado para determinar a composição química do material. Também serão observados os tamanhos e distribuição de grãos, a presença de bandas de cisalhamento, bem como a presença de precipitados e inclusões.

3.5.3 Dureza

Os ensaios de dureza HRc foram realizados em todos os depósitos com o objetivo de obter informação sobre as propriedades mecânicas antes do processo de corte dos corpos de prova.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Obtenção dos Depósitos

O início do trabalho experimental consistiu basicamente no acerto dos parâmetros de processo de maneira a se obter um depósito com porosidade e sanidade interna que permitisse a continuidade do processamento do depósito em corpos de prova para ensaios de torção a quente. Inicialmente foi obtido o depósito com os parâmetros que podemos ver na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Parâmetros de deposição Depósito 1.

<i>Parâmetros</i>	<i>Descrição</i>
Pressão de atomização	0,5 MPa
Gás de atomização	Nitrogênio
Diâmetro do tubo de vazamento	6 mm
Distância de vôo	250 mm
Substrato	Aço carbono com 5 mm de espessura
Rotação do Substrato	60 RPM
Temperatura de Atomização	1665 oC
Superaquecimento da Liga	225 oC acima da Tlíquidus ~ 1440 oC
Massa metal fundido	5159 g
Rendimento do processo	77%

O Depósito 1 apresentou porosidade extremamente elevada (aspecto visual, qualitativo) além de grandes vazios de solidificação, o que levou ao abandono dos experimentos com estes parâmetros. A caracterização também se resume às variáveis de processo e análise visual, devido à inviabilidade de utilização do material para a conclusão dos experimentos previstos.

Como podemos ver na Figura 4.1, que mostra o Depósito 1, na parte superior existe uma região mais profunda, formando praticamente uma

cavidade. Este formato nos mostrou o indício de que a distância de vôo estava pequena, fazendo com que as gotas formadas se depositassem nas regiões periféricas do depósito, e até mesmo a pressão do gás de atomização sobre o depósito provavelmente contribuiu para o depósito apresentar este formato. Após a realização do corte e avaliação da sanidade interna do depósito, percebemos grande ocorrência de poros visíveis a olho nu e até mesmo grandes vazios de solidificação.



Figura 4.1: Imagem da parte superior do Depósito 1.

A formação de vazios de solidificação nos mostra que a proporção entre as gotas pequenas ($5-50\mu\text{m}$) que se resfriam rapidamente, as gotas maiores que podem ser consideradas semi-sólidas ($50-100\mu\text{m}$) e as gotas maiores que se encontram no estado líquido (maior que $100\mu\text{m}$) não foi acertada, e provavelmente houve uma fração maior de gotas no estado líquido, devido distância e vôo insuficiente para ocorrer solidificação e resfriamento do material [7]. Desta forma o depósito provavelmente permaneceu em estado líquido ou pastoso, vindo a ser deformado pelo jato de gás de atomização. O mesmo

fenômeno justifica a formação de poros e vazios de solidificação, devido à contração natural durante a solidificação, que tende a ser minimizada quando a proporção de gotas no estado sólido, líquido e pastoso é favorável. A Figura 4.2 mostra a parte interna do depósito D1.



Figura 4.2: Imagem da seção transversal do Depósito 1, mostrando a elevada porosidade em toda a extensão.

Desta forma, através dos resultados obtidos no Depósito 1, o parâmetro distância do substrato foi alterado, passando de 250 mm para 300 mm. Esta medida foi suficiente para que a porosidade e integridade do depósito apresentassem suficientes para dar andamento ao corte dos corpos de prova e realização dos demais depósitos. Podemos ver na Figura 4.3 a aparência do Depósito 2. Foram produzidos também com a distância de voo de 300 mm os Depósitos 3, 4, e 5.



Figura 4.3: imagem do corte realizado no Depósito 2 mostrando ausência de poros visíveis a olho nu, e também ausência vazios oriundos da retração de solidificação.

Os parâmetros utilizados na confecção de todos os depósitos 1, 2, 3, 4 e 5 podem ser vistos na Tabela 4.2:

Tabela 4.2: parâmetros de deposição de todos os depósitos obtidos.

<i>Parâmetro</i>	<i>D1</i>	<i>D2</i>	<i>D3</i>	<i>D4</i>	<i>D5</i>
Pressão de Atomização (Mpa)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
Gás de Atomização	Nitrogênio	Nitrogênio	Nitrogênio	Nitrogênio	Nitrogênio
Diâmetro do tubo de vazamento (mm)	6	6	6	6	6
Distância de Vôo (mm)	250	300	300	300	300
Substrato - Material	Aço	Aço	Aço	Aço	Aço
Substrato - Espessura (mm)	5	5	5	5	5
Rotação do Substrato (RPM)	60	60	60	60	60
Temperatura de Atomização (°C)	1665	1660	1660	1680	1645
Superaquecimento da Liga (°C)	225	220	220	240	205
Massa metal fundido (g)	5144	4740	5192	5286	5271
Rendimento do Processo	77%	72%	74%	70%	75%
Deslocamento entre Substrato e Ponto de Injeção Metal/Gás (mm)	0	0	0	10	10

4.2 Caracterização dos Depósitos

4.2.1 Porosidade

Determinação da densidade teórica da liga

A densidade teórica da liga foi calculada de acordo com as densidades do Aço AISI 1010 e 1020 e do Si, levando em consideração a concentração de Si nas ligas.

Determinação da densidade dos depósitos

A densidade dos depósitos foi determinada através da medição de massa através de balança e de medição do volume através da utilização de uma proveta, medindo-se a variação de volume de um líquido inicialmente contido e o volume após a imersão das partes do depósito cuja massa foi previamente medida. Na Tabela 4.3 estão as medições realizadas para a porosidade dos depósitos.

Tabela 4.3: Densidades obtidas para os depósitos 2, 3, 4 e 5, comparação com a densidade teórica da liga.

<i>Depósito</i>	<i>D2</i>	<i>D3</i>	<i>D4</i>	<i>D5</i>
Densidade dos depósitos (g/cm ³)	7,42	7,22	6,89	6,94
Densidade teórica AISI 1020/1010 - 6,5%Si (g/cm ³)	7,51	7,51	7,51	7,51
(%) Densidade Teórica	98,80%	96,14%	91,74%	92,41%
Densidade Si (g/cm ³) 25°C (*)		2,33		
Densidade AISI 1020 (g/cm ³) 25°C (*)		7,87		

(*) [34].

Na confecção dos depósitos 4 e 5, foi realizado um deslocamento do substrato em relação ao ponto de injeção de metal gás. O objetivo principal desta alteração foi o aumento do diâmetro da região útil do depósito para que o corte e usinagem dos corpos de prova fossem facilitados. A alteração resultou em um ligeiro aumento no diâmetro útil e foi muito importante para que os cortes e usinagem dos corpos de prova decorresse com sucesso. Para o Depósito 4, o superaquecimento foi um superior aos demais, entre 20 e 35 °C, o que aparentemente fez com que o depósito tivesse uma forma final com um diâmetro útil superior aos demais, como podemos ver na Tabela 4.4.

Tabela 4.4: Diâmetro útil dos depósitos.

<i>Depósito</i>	<i>D1</i>	<i>D2</i>	<i>D3</i>	<i>D4</i>	<i>D5</i>
Diâmetro (mm)	165	120	125	145	135

4.2.2 Composição Química

A composição química dos depósitos foi determinada através de análise de combustão, com a exceção do Si que foi analisado através de Microanálise via microscópio eletrônico de varredura – MEV através da técnica de EDS (Energy Dispersive System), sistema de energia dispersiva. Podemos ver a composição química dos depósitos na Tabela 4.5. Consideramos que dentro dos cálculos de adição obtivemos bons resultados para a composição química dos depósitos, houve apenas discrepância para a concentração de Si do Depósito 2. Esta diferença em relação ao programando não foi fruto de aprofundamento no presente trabalho, podendo ter tido origem em algum erro de adição, alguma impureza contida no forno utilizado, ou até mesmo erro na análise, desta forma o depósito em questão não foi utilizado para confecção dos corpos de prova de ensaios de torção.

Tabela 4.5: Composição química dos depósitos, (%) em massa.

	<i>C (%)</i>	<i>Si (%)</i>	<i>Mn (%)</i>	<i>S (%)</i>	<i>P (%)</i>
D1	-	-	-	-	-
D2	0,139	8,2	0,348	0,015	0,0092
D3	0,045	6,20	0,062	0,014	0,011
D4	0,15	6,32	0,31	0,028	0,005
D5	0,153	6,20	0,288	0,015	0,0088

4.2.3 Ensaios de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza nos depósitos 2, 3, 4, e 5, com o objetivo de obter alguma informação sobre as propriedades mecânicas dos depósitos. Apesar de haver diferença na composição química do depósito 3 em relação aos demais, na concentração de carbono, 0,045% no D3 e 0,147% e média nos demais depósitos, não houve sensível alteração nos resultados de dureza, como podemos ver na Tabela 4.6. Estes resultados mostram uma boa distribuição do silício nas amostras.

Tabela 4.6: Resultados dos ensaios de Dureza HRc.

<i>Dureza</i>	<i>D1</i>	<i>D2</i>	<i>D3</i>	<i>D4</i>	<i>D5</i>
HRc	N	35	30	32	32

4.2.4 Caracterização Microestrutural dos Depósitos.

A microestrutura dos depósitos foi caracterizada através de Microscópio Eletrônico de Varredura e podemos ver a seguir algumas imagens dos depósitos 2, 3, 4 e 5, apresentadas nas Figuras 4.5 a 4.8.

O Depósito 3, como podemos ver na Figura 4.5, apresentou microestrutura diferenciada em relação aos depósitos 2, 4 e 5 que podem ser vistos nas Figura 4.4, Figura 4.6 e Figura 4.7, respectivamente. Pode-se ver que nos depósitos 2, 4 e 5 existe uma estrutura similar à estrutura da perlita que se forma preferencialmente nas regiões de contornos de grão, associa-se então a formação desta estrutura à presença de maior concentração de carbono nestes depósitos. Todos os depósitos apresentaram tamanhos de grãos variados e heterogêneos, ou seja: 50 a 500 μm para o Depósito 2, 50 a 800 μm para o Depósito 3, 50 a 200 μm para os Depósitos 4 e 5. Em todos os depósitos foi possível observar a formação de estruturas circulares que lembram bolhas, atribui-se a estas formas as gotas que caem já sólidas sobre o substrato durante o processo de conformação, sendo estas estruturas tipicamente encontradas em materiais obtidos através de deposição por spray.

Pode-se observar no depósito 5, na Figura 4.7 (c) a presença de poros, inclusive maior que nos demais depósitos, confirmando as análises de porosidade apresentadas anteriormente.

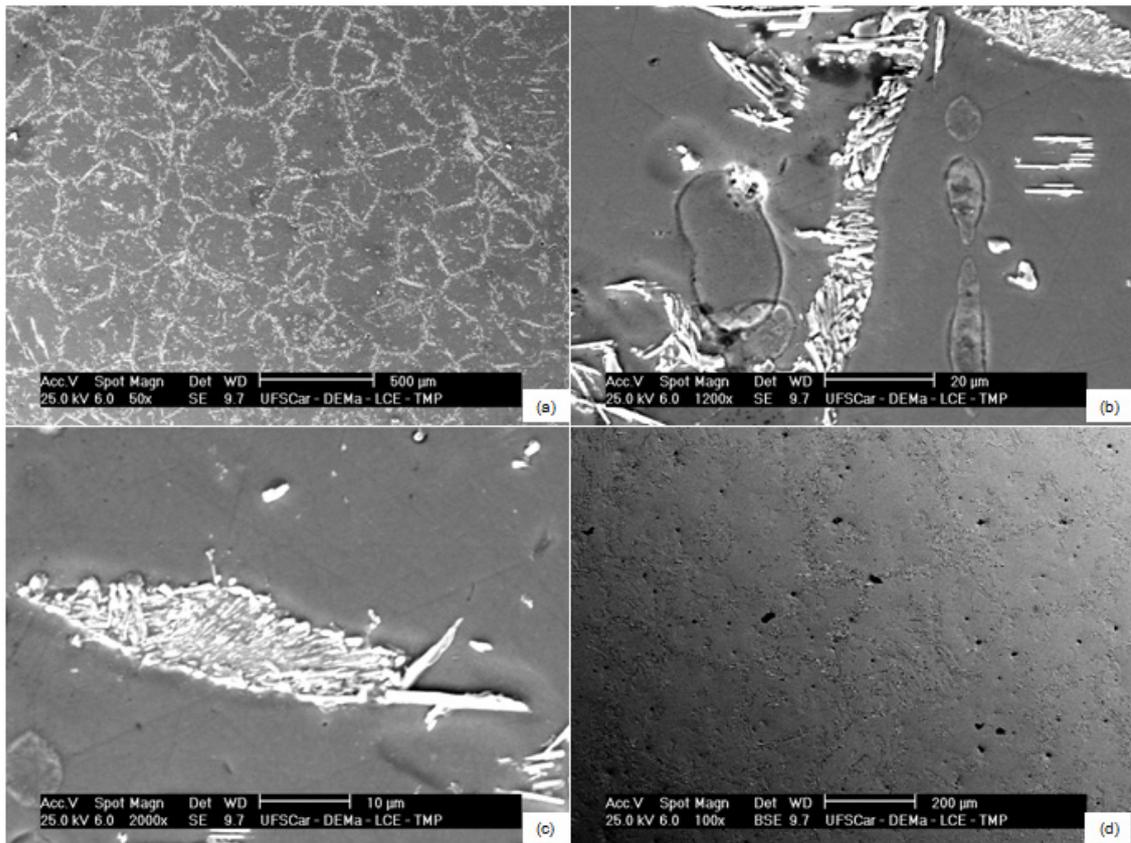


Figura 4.4: Imagens Depósito 2. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 500 μm . (b) Formação de estruturas lamelares similares a da perlita. (c) Detalhe das estruturas lamelares. (d) Imagem obtida através de BSE mostrando a presença de porosidade.

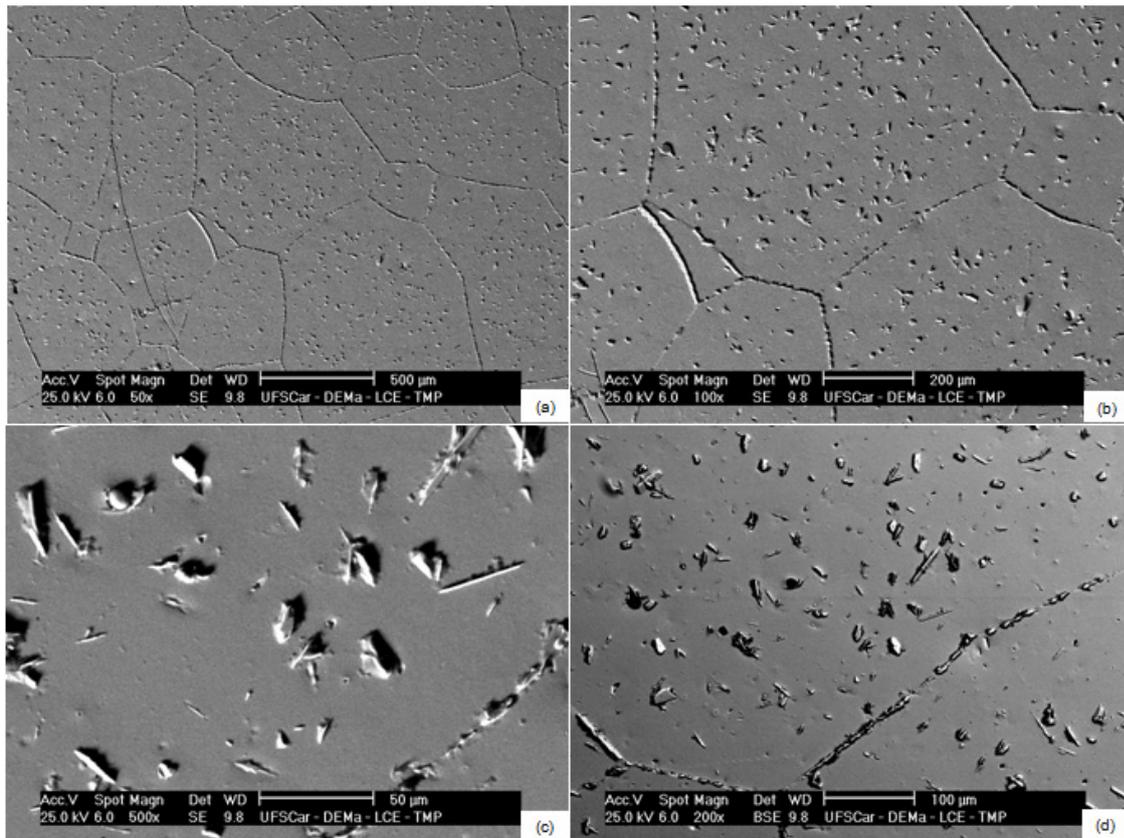


Figura 4.5: Imagens Depósito 3. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 800 μm . (b) Formação de estruturas aciculares nos contornos e meios de grãos (c) Detalhe das estruturas aciculares. (d) Imagem obtida através de BSE mostrando estruturas de contornos e meio dos grãos e porosidade pouco acentuada.

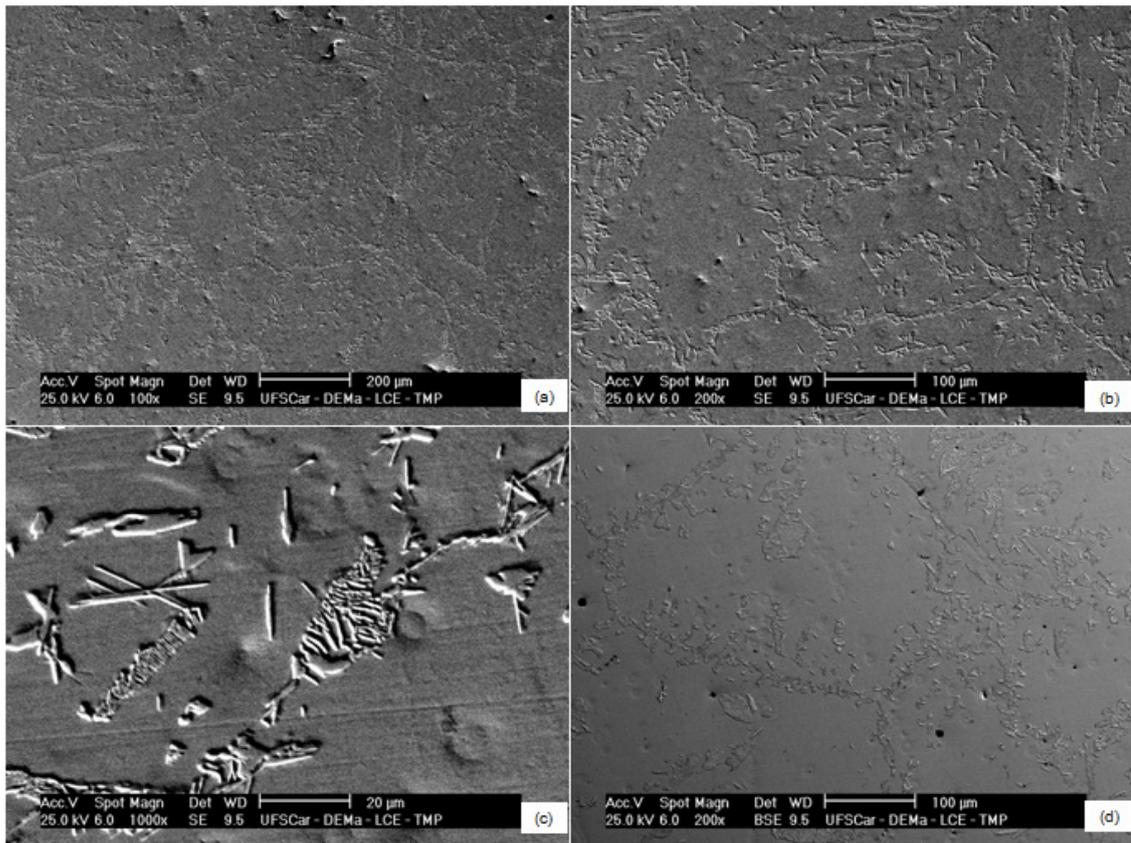


Figura 4.6: Imagens Depósito 4. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 200 μm . (b) Detalhes dos grãos e da formação de estruturas lamelares similares a perlita nos contornos de grão. (c) Detalhe das estruturas lamelares. (d) Imagem obtida através de BSE mostrando a presença de porosidade pouco acentuada.

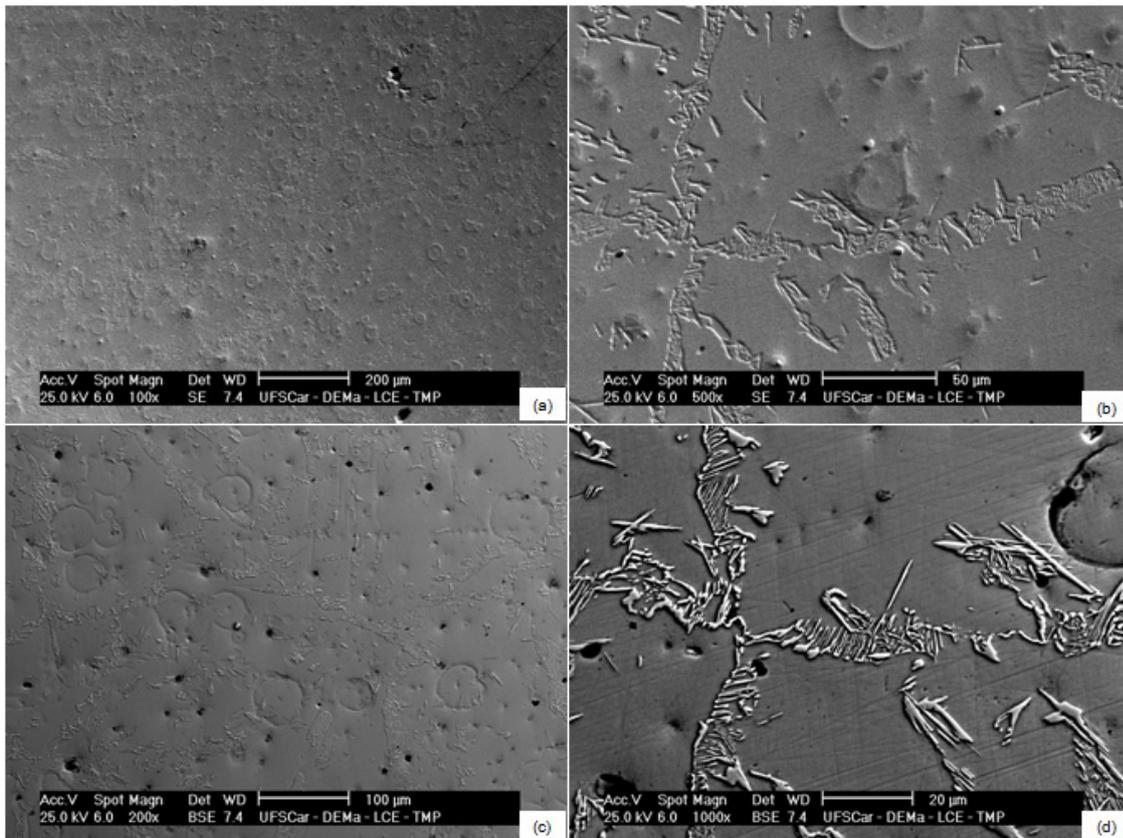


Figura 4.7: Imagens Depósito 5. (a) presença de grãos equiaxiais de tamanho heterogêneo, de 50 a 200 μm . (b) Detalhes dos grãos e da formação de estruturas lamelares similares a perlita nos contornos de grão. (c) Imagem obtida através de BSE mostrando a presença de porosidade acentuada nesta região do depósito, e também estruturas circulares atribuídas às gotas formadas durante o processo de deposição do material. (d) Detalhe das estruturas lamelares em imagem BSE.

4.3 Preparação dos corpos de prova

A partir do Depósito 3, 4 e 5 cuja composição química pode ser vista na Tabela 4.5 foram cortados corpos de prova no formato padrão descrito em Materiais e Métodos, os quais foram submetidos a ensaios de torção a quente. Foi realizado corte com disco cerâmico refrigerado e posterior usinagem em Torno. Na Figura 4.8 podemos ver imagens do depósito em fase intermediária

de processo de usinagem e também o corpo de prova final. Desta forma, uma das etapas mais desafiadoras do presente trabalho mostrou-se possível.



Figura 4.8: Corpo de prova na etapa intermediária do processo de usinagem (a), corpo de prova pronto para o ensaio de torção(b).

Podemos ver na Tabela 4.7 as informações mais relevantes dentre os corpos de prova que foram escolhidos para a realização dos ensaios de torção, onde D representa o diâmetro útil na região de deformação e L o comprimento útil da região de deformação, também é apresentada a concentração de Carbono, pois é a principal variante na composição química.

Tabela 4.7: Principais informações dos Corpos de Prova utilizados nos ensaios de torção.

<i>Corpo de Prova</i>	<i>C (%)</i>	<i>L (mm)</i>	<i>D (mm)</i>
D3-1	0,045	12,0	8,0
D3-2	0,045	10,0	8,1
D3-3	0,045	10,0	8,2
D4-2	0,15	10,0	8,1
D5-1	0,153	10,1	8,0
D5-2	0,153	10,1	8,1

Grande dificuldade foi encontrada durante a preparação dos corpos de prova, pois o material em questão possui propriedades mecânicas, não favoráveis à usinagem, à temperatura ambiente. Apesar de a resistência mecânica ser baixa, de acordo com os ensaios de Dureza dos depósitos entre 30 e 35 Hrc, a deformação ou alongamento máximo do material é praticamente nulo, de acordo com Figura 2.8 [11].

4.4 Análise do comportamento mecânico através de ensaios de torção

Inicialmente antes da explanação dos resultados obtidos com os ensaios de torção a quente é imprescindível relatarmos que grandes deformações foram impostas aos corpos de prova durante os ensaios, e que certamente houve contribuição da estrutura resultante do processo de conformação por spray, que busca uma estrutura não dendrítica e sem macrosegregação, bastante maléfica para o material em questão. Embora a estrutura do material não seja extremamente refinada e apresente grãos de tamanhos variados, como podemos ver nas microestruturas dos depósitos apresentadas anteriormente na Figura 4.4 Depósito 2, Figura 4.5 Depósito 3, Figura 4.6 Depósito 4 e Figura 4.7 Depósito 5, é favorável em relação a estruturas dendríticas. Aliado a isso o processo de conformação por spray também busca a minimização da formação das fases ordenadas B2 e DO₃, através da formação de uma estrutura meta-estável [17].

Foram realizados ensaios de torção a quente em 6 amostras, com diferentes concentrações de carbono como apresentado na Tabela 4.7 variando a temperatura entre 700 e 930° C. Todos os ensaios foram realizados em um único passe até a fratura, com exceção do corpo de prova D3-1 que após 200% de deformação não fraturou. Todas as condições dos ensaios de torção estão descritos na Tabela 4.8. Os ensaios D3-3 e D4-2 foram realizados com aquecimento em forno de indução que apresenta taxa de aquecimento de

600°C/min, diferindo assim dos demais ensaios realizados com forno de aquecimento infravermelho com taxa de 120°C/min.

A Figura 4.9 mostra imagens dos corpos de prova após os ensaios de torção a quente. Observa-se que os corpos de prova D3-3, D4-2 e D5-1 tiveram um rompimento no raio de concordância da região útil do corpo de prova, provavelmente produzido por problemas de usinagem naquela região. Este fato se reflete na menor ductilidade apresentada por estes corpos de prova nos ensaios de torção, conforme pode ser observado na Tabela 4.8: Ensaios de deformação a quente realizados. Tabela 4.8 e na Figura 4.10.

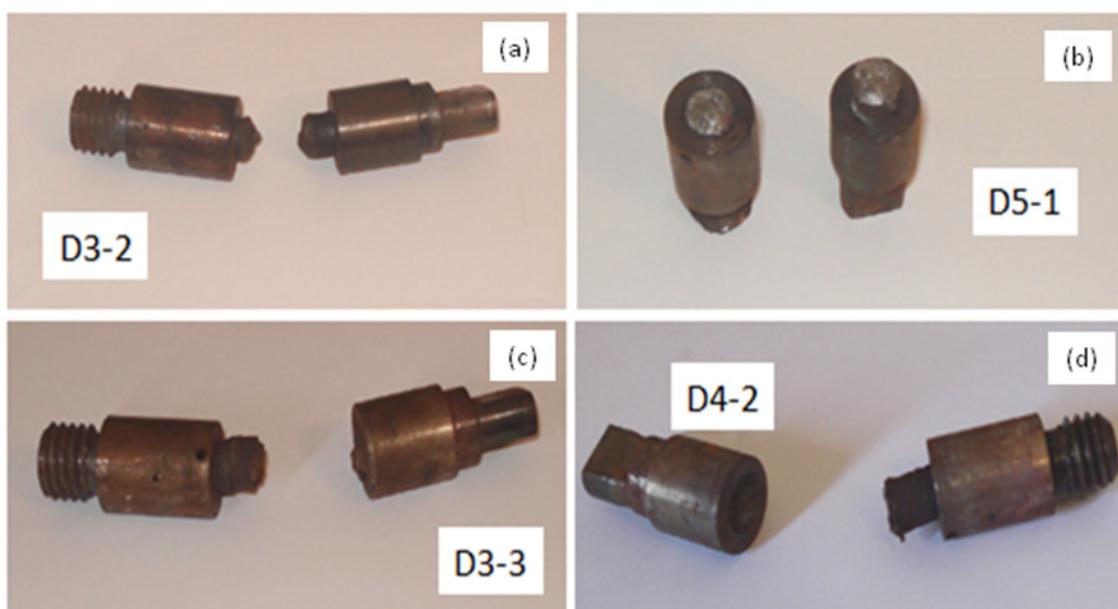


Figura 4.9: Imagens de alguns dos corpos de prova utilizados durante os ensaios de torção a quente, (a) D3-2, (b) D5-1, (c) D3-3 e (d) D4-2.

A influência da temperatura e da quantidade de carbono na resistência do material durante a deformação fica bastante evidenciada no gráfico da Figura 4.10. De uma forma geral, observa-se que se aumentando a quantidade de carbono e diminuindo-se a temperatura tem-se um aumento da tensão de pico. Na Figura 4.10 podemos considerar a formação de 3 grupos distintos de resistência apresentada: (i) para temperatura de 700°C (0,045%C) o corpo de

prova D3-2 com resistência máxima na ordem de 360 MPa; (ii) para a temperatura de 800°C os corpos de prova D5-1 e D3-1 (0,153%C e 0,045%C, respectivamente) com resistência máxima na ordem de 130 a 150 MPa; e (iii) composto pelos corpos de prova D4-2, D5-2 e D3-3 (0,153%C, 0,045%C e 0,153%C, respectivamente) que apresentam resistência na ordem de 50 a 70 MPa, processados a 930 e 900°C respectivamente.

Tabela 4.8: Ensaio de deformação a quente realizados.

Corpos de Prova	Temperatura (°C)	Taxa de Aquecimento (°C/min)	Patamar (s)	Taxa de Deformação (s ⁻¹)	C (%)	Têmpera	ε (%)	σ max (Mpa)
D3-1	800	120	300	1	0,045	Não	200	130
D3-2	700	120	300	1	0,045	Sim	60	363
D3-3	900	600	300	1	0,045	Sim	107	54
D5-1	800	120	300	1	0,150	Sim	60	150
D5-2	900	120	300	1	0,150	Sim	110	71
D4-2	930	600	300	1	0,150	Sim	98	52

De uma forma geral, as curvas apresentam formatos característicos de materiais que se recristalizam dinamicamente. Entretanto, o fato da existência de um pico de tensão pode não corresponder, de fato, ao mecanismo de recristalização dinâmica. Conforme pode ser observado na Figura 4.11, existem microestruturas diversas após a conformação e que nem todas correspondem à recristalização dinâmica, mas auxiliam na análise do comportamento mecânico descrito pelas curvas da Figura 4.10. Ao observarmos a curva correspondente à condição D3-1, da Figura 4.10, e nota-se que a tensão decai muito rapidamente após o pico de tensão, atingindo níveis muito abaixo da tensão de escoamento, que não é característico somente de recristalização dinâmica. Ao observarmos a Figura 4.11a, que corresponde a esta condição, observa-se a presença de grãos ainda deformados, alongados na direção de aproximadamente 45° da direção de laminação. Também, observa-se a presença de alguns grãos recristalizados

nos contornos originais, mas marcante é a grande quantidade de bandas de cisalhamento presentes nos mesmos contornos, indicando que o fenômeno principal de amaciamento, neste caso foi o de deformação localizada e amaciamento provocado por estas bandas.

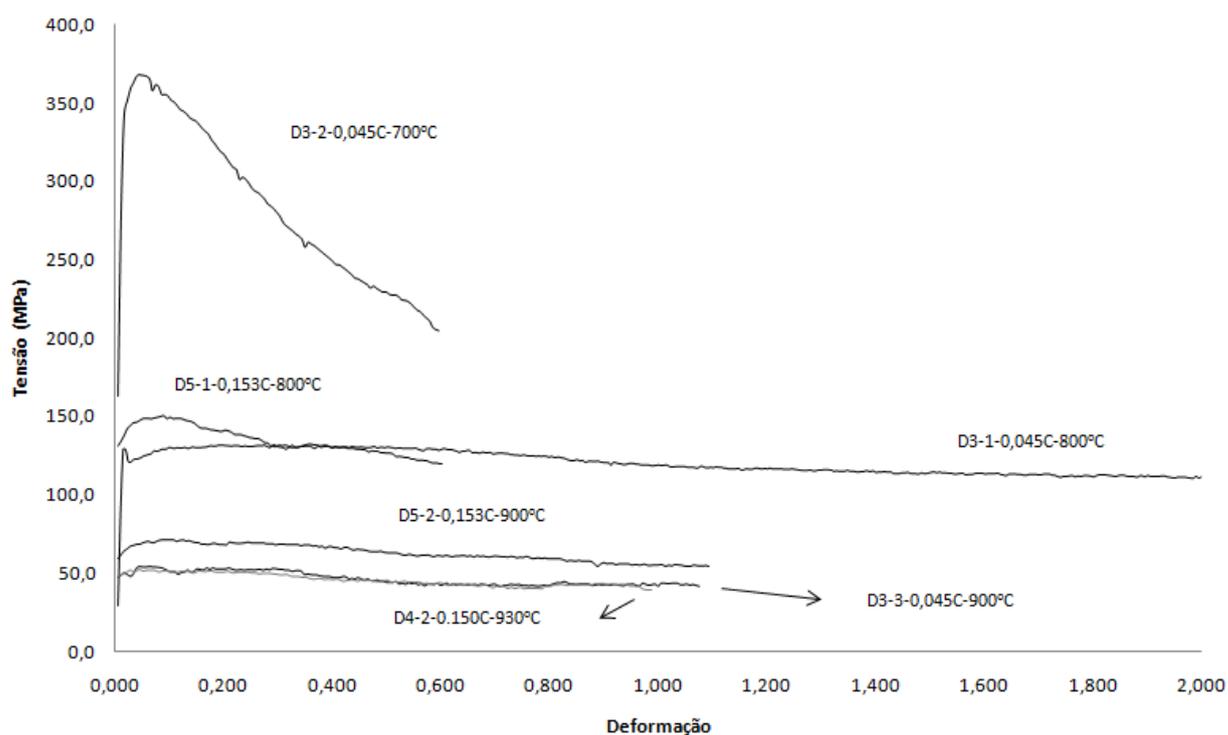


Figura 4.10: Gráfico Tensão x Deformação obtidos nos ensaios de torção a quente, para todas os corpos de prova ensaiados. As principais variáveis são concentração de Carbono, entre 0,045% e 0,153% e temperaturas variando entre 700 e 930°C.

A curva correspondente à condição D5-1, Figura 4.10, apresenta um comportamento similar ao de recristalização dinâmica. Ao observarmos a Figura 4.11b, correspondente a esta condição, observa-se que a amostra aparentemente está recristalizada, com a possível presença dos novos grãos sendo formados no interior dos grãos antigos deformados. Entretanto, como será discutido na seção de correspondente à análise por EBSD, estes

correspondem, ainda, à subestrutura de subgrãos, onde o processo de recristalização dinâmica não se completou, provavelmente, devido à falha prematura do corpo de prova, conforme mencionado anteriormente.

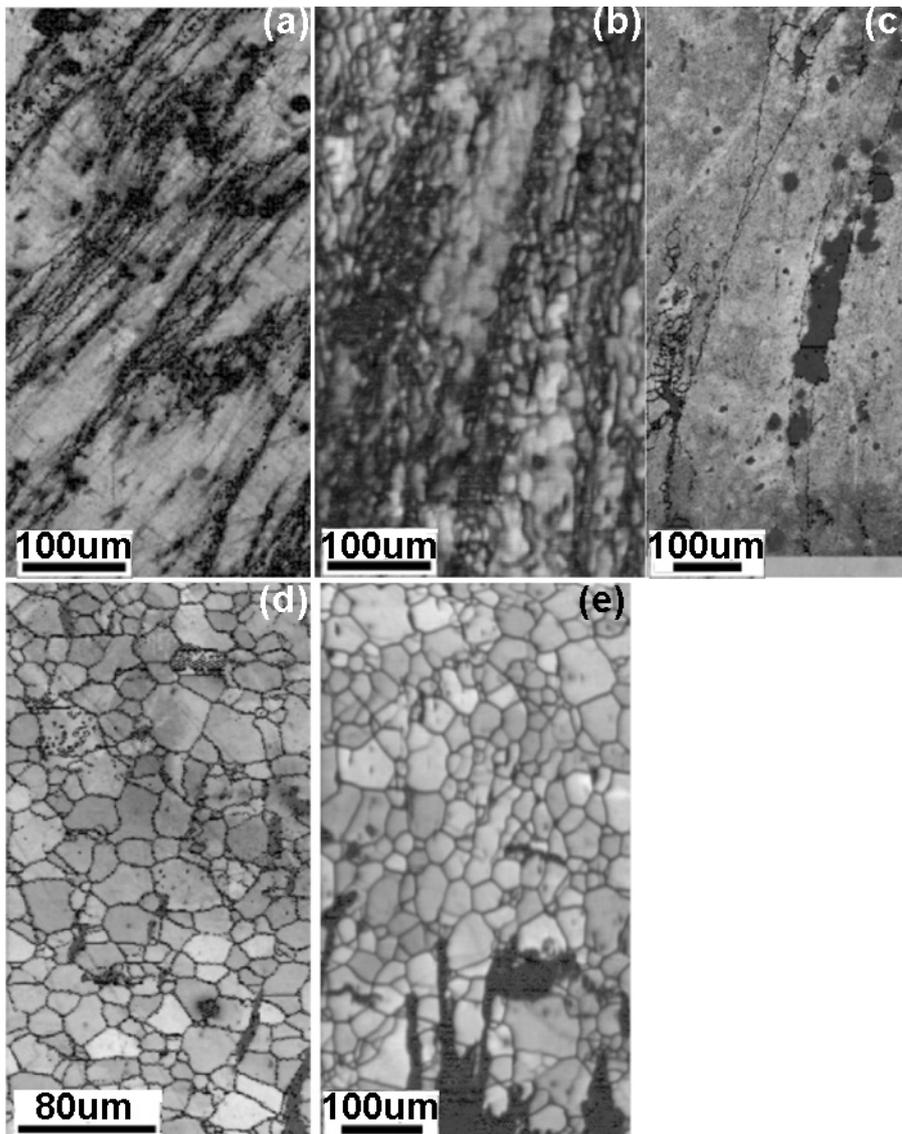


Figura 4.11: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura, através da análise de EBSD. (a) amostra D3-2 (0,045%C – 700°C), (b) amostra D5-1 (0,153%C – 800°C), (c) amostra D3-1 (0,045%C – 800°C), (d) amostra D5-2 (0,153%C – 900°C) e (e) amostra D3-3 (0,045%C – 900°C).

A influência da quantidade de carbono, em temperaturas intermediárias, pode ser evidenciada na comparação entre as curvas das condições D5-1 (0,153%C) e D3-1(0,045%C). Na condição D3-1, observa-se um comportamento típico de recuperação dinâmica, para a mesma temperatura de processo, enquanto que, no caso da condição D5-1, o comportamento foi tipicamente de recristalização. Este fato pode ser evidenciado pela análise da Figura 4.11c, correspondente à condição D3-1, onde se observa a presença apenas de grãos deformados e alongados praticamente na direção de laminação devido à grande quantidade de deformação imposta e, apesar desta grande deformação, ainda não estão recristalizados.

Nas condições D5-2 e D3-3, observa-se um comportamento típico de recristalização dinâmica, onde as curvas atingem um pico máximo e, logo a seguir, um decaimento contínuo. A diferença de tensões de pico, mais uma vez, pode ser correlacionada à maior quantidade de carbono presente na amostra D5-2. As Figura 4.11(d) e Figura 4.11(e), confirmam estas observações, ou seja, microestruturas tipicamente com grãos recristalizados.

Nas amostras onde ocorreu recristalização dinâmica, o tamanho do grão recristalizado foi praticamente o mesmo. Na amostra para a condição D5-1, onde o processo não se completou, observa-se que os grãos atingiriam um tamanho menor, fato característico da menor temperatura de processo.

4.5 Caracterização estrutural por difração de Raios X

Para a realização dos ensaios de raios x e também de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foi utilizada a região deformada dos corpos de prova de torção de modo que a região explorada nos ensaios representa a direção de laminação ou RD. Esta região corresponde à região superficial da amostra, perpendicular ao eixo de torção, onde a máxima deformação é atingida. Foi realizado tratamento superficial (lixamento e polimento), suficiente

apenas para remoção da oxidação. A Figura 4.12 representa a região onde as amostras foram analisadas.



Direção equivalente a de
Laminação - RD

Figura 4.12: Podemos ver a região de trabalho dos corpos de prova. A parte superficial representa a parte que recebeu toda a deformação. A região clara mostra onde foi realizado o polimento.

Para a obtenção dos difratogramas de Raios X foi utilizado radiação monocromática de $\text{Cu-K}\alpha$ em um difratômetro Rigaku DMAX equipado com monocromador-C. Todos os resultados de difração de raios x para as amostras D3-1, D3-2, D3-3, D4-2, D5-1 e D5-2 estão apresentados nas Figura 4.13 a Figura 4.18 respectivamente.

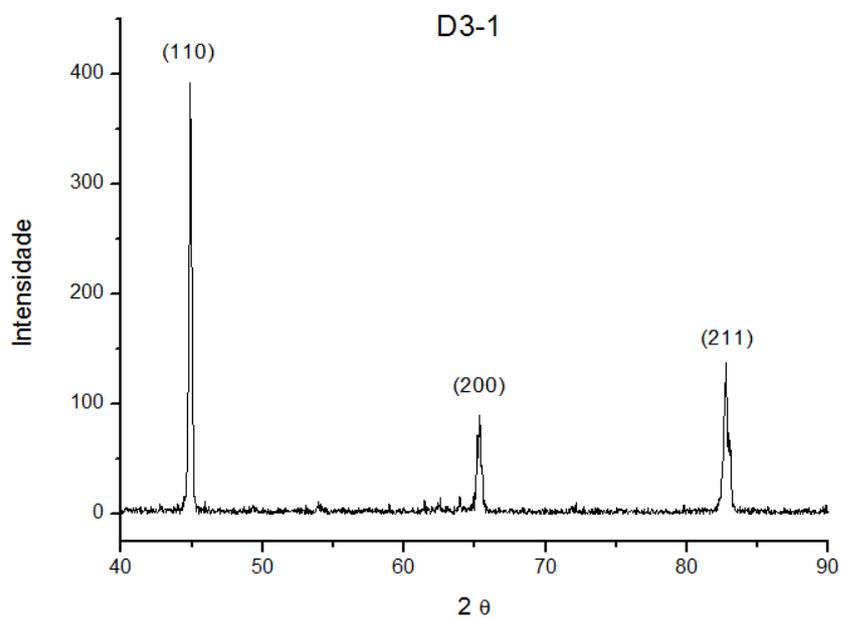


Figura 4.13: Difratoograma de Raios X para D3-1 C=0,045, Temperatura de processamento 800°C.

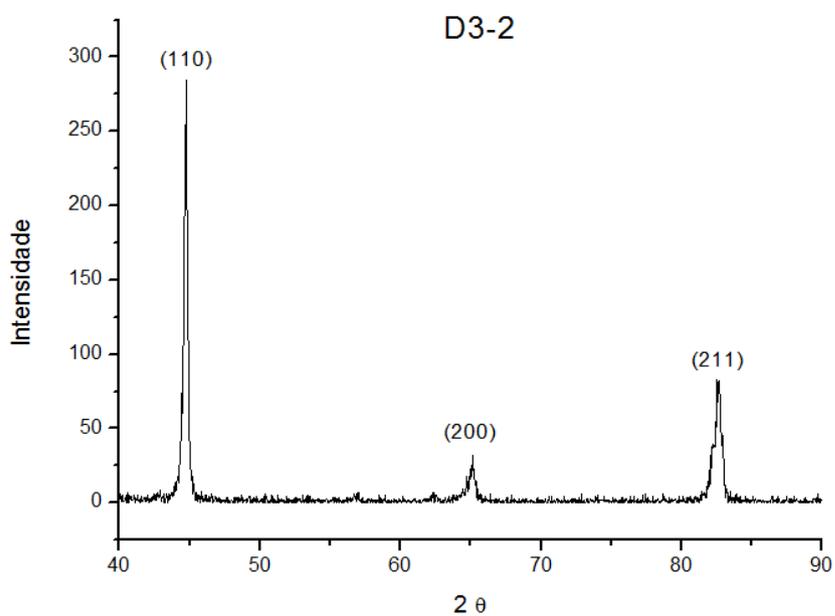


Figura 4.14: Difratoograma de Raios X para D3-2 C=0,045, Temperatura de processamento 700°C.

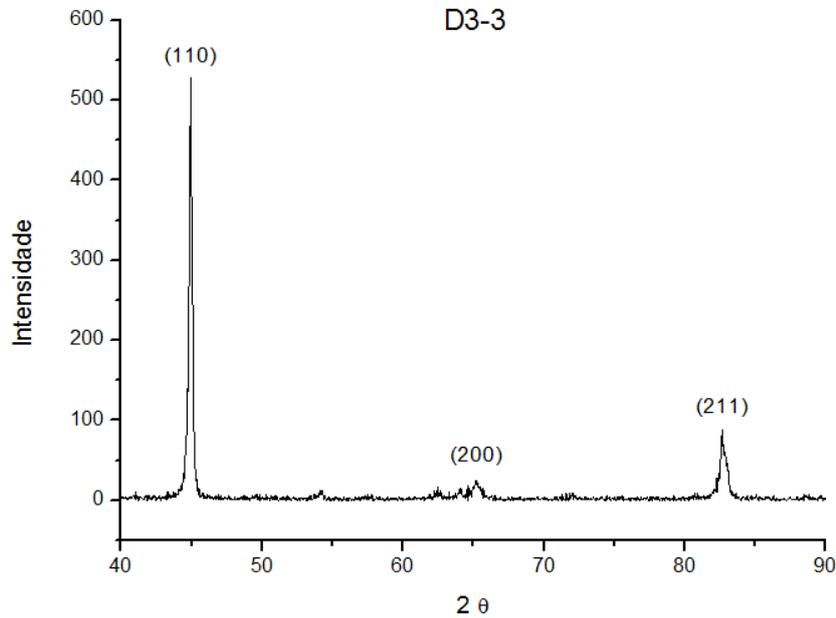


Figura 4.15: Difratoograma de Raios X para D3-3 C=0,045, Temperatura de processamento 900°C.

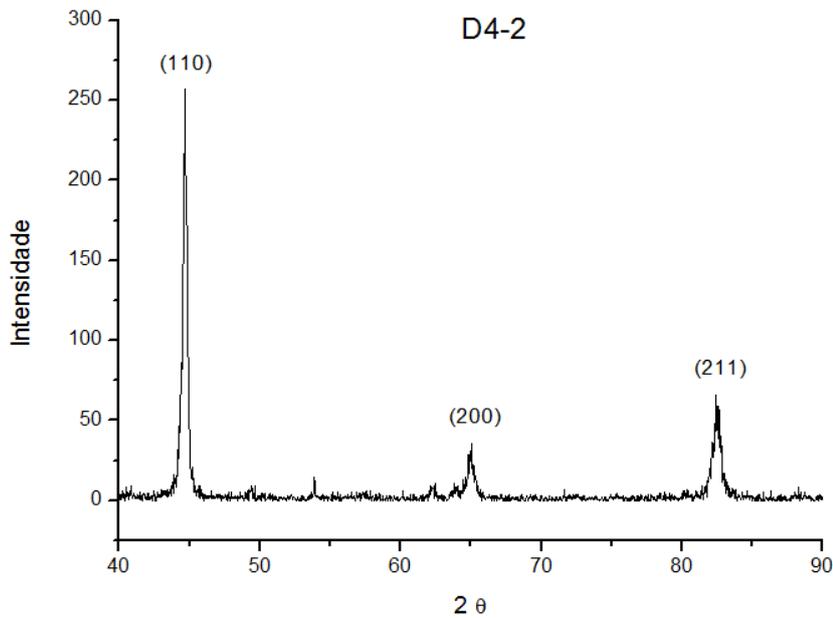


Figura 4.16: Difratoograma de Raios X para D4-2 C=0,150, Temperatura de processamento 930°C.

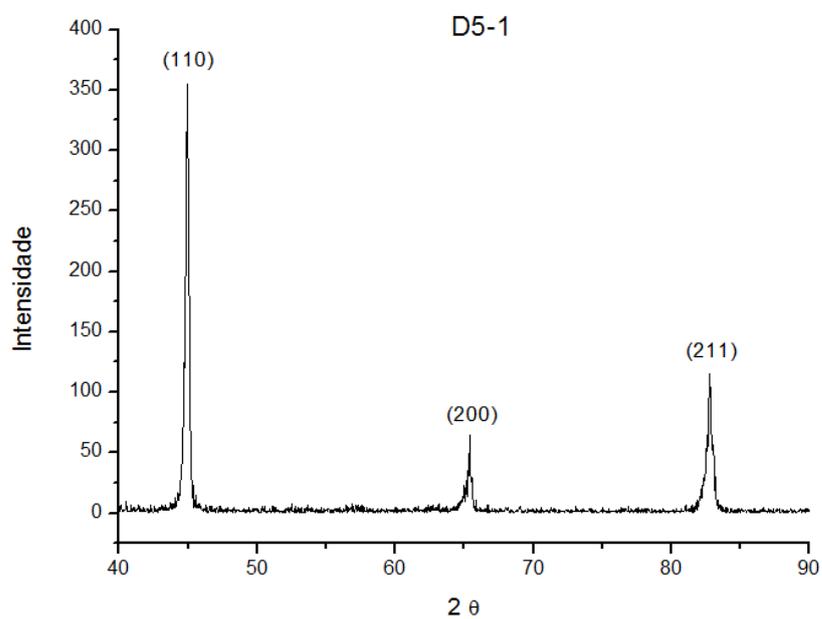


Figura 4.17: Difratoograma de Raios X para D5-1 C=0,153, Temperatura de processamento 800°C.

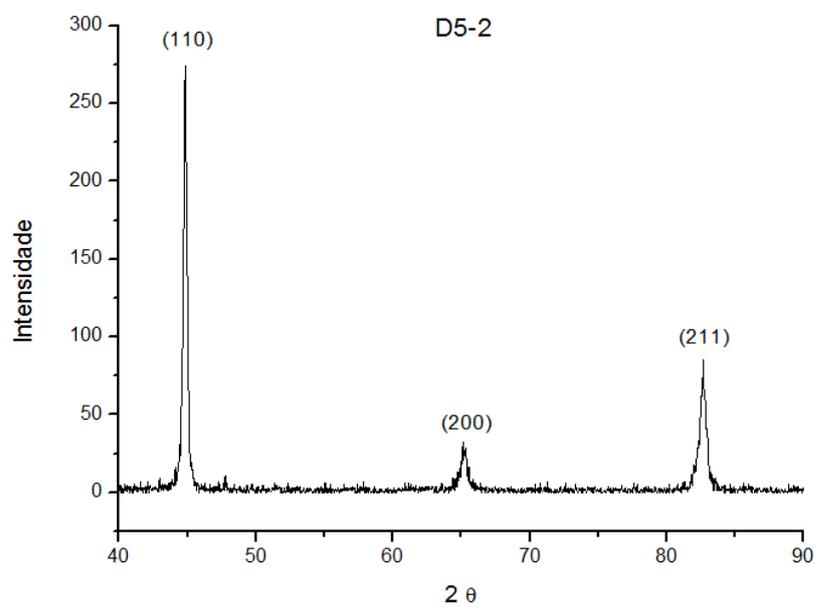


Figura 4.18: Difratoograma de Raios X para D5-2 C=0,153, Temperatura de processamento 900°C.

Através da análise dos difratogramas apresentados podemos destacar três principais picos que aparecem em todos os casos, sendo eles (110) (100%, indicando a textura Goss) para $2\theta = 44,7^\circ$, (200) para $2\theta = 65^\circ$ e (211) para $2\theta = 82,3^\circ$. Tais resultados de difração de raios x são característicos de ferrita α , e já esperado para todas as amostras de acordo com o diagrama de fases Fe-Si, Figura 2.9 nesta condição de composição química Fe-6,5%Si.

Em todos os casos, observa-se uma textura preferencial na direção (110), que é a desejável para as aplicações deste trabalho. Entretanto, existem variações da intensidade obtida, ou seja, para a condição D3-1 (0,045%C – 800°C), aproximadamente 3 vezes a intensidade relativa de 100%, para a condição D3-2 (0,045%C – 700°C), aproximadamente 2 vezes a intensidade relativa de 100%, para a condição D3-3 (0,045%C – 900°C), aproximadamente 4,2 vezes a intensidade relativa de 100%, para a condição D4-2 (0,153%C – 930°C), aproximadamente 1,7 vezes a intensidade relativa de 100%, para a condição D5-1 (0,153%C – 800°C), aproximadamente 2,7 vezes a intensidade relativa de 100% e para a condição D5-2 (0,153%C – 900°C), aproximadamente 2,1 vezes a intensidade relativa de 100%. Isto indica que as amostras estão tendendo à orientação desejada em todas as condições e que a condição D3-3 (0,045%C – 900°C) é que mais se aproxima da desejável.

4.6 Caracterização estrutural por difração de elétrons retroespalhados - EBSD

As análises de EBSD foram realizadas através de um microscópio eletrônico de varredura do modelo Philips XL-30FEG EBSD equipado com TSL OIM MSC-2200. As amostras foram embutidas e preparadas de acordo com os princípios citados na preparação de amostra para os ensaios de raios x apresentados, também, na Figura 4.12. Da mesma forma que nas análises de difração de raios-X, as análises foram realizadas na superfície da amostra, pelos motivos já expostos anteriormente. As amostras foram embutidas em

resina epóxi, foram lixadas com lixas de grânulos de 240, 320, 400, 600, 800, 1200, 2000 e 2500. Após este preparo foram polidas com alumina em suspensão a 1,0 μm e a 0,3 μm .

As imagens obtidas por EBSD foram apresentadas na Figura 4.11 e os resultados obtidos das figuras de pólo e da imagem da figura de pólo para cada corpo de prova são mostrados nas Figura 4.19 a Figura 4.28, para os depósitos D3-1, D3-2, D3-3, D5-1 e D5-2, e serão discutidos posteriormente. O corpo de prova D4-2 ensaiado a quente não apresentou condições de realização de análise por EBSD e, por este motivo, não foram apresentados na Figura 4.11 e aqui nesta seção. Entretanto, esta ausência não prejudica os resultados e conclusões extraídas dos corpos de prova que foram analisados, visto que o mesmo foi o que apresentou a menor relação de textura com na direção (110) nas análises de difração de raios-X.

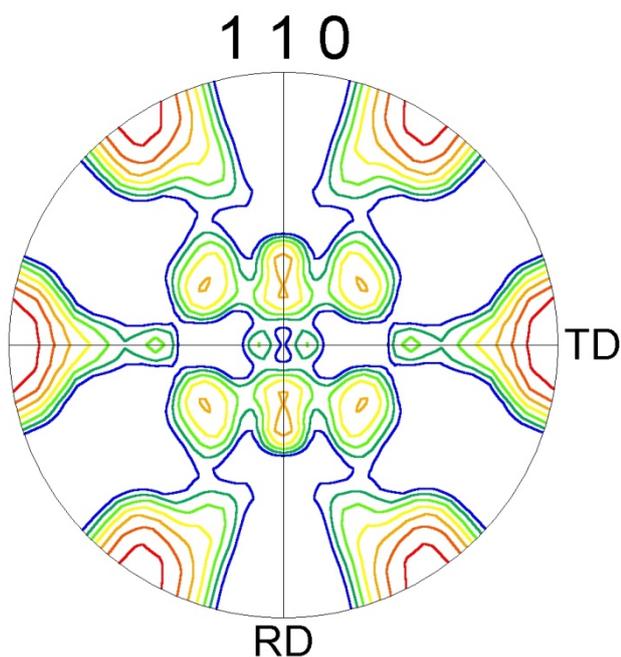


Figura 4.19: Resultados EBSD obtidos para a amostra D3-2 C=0,045, Temperatura de processamento 700°C. Figura de pólo na direção (100).

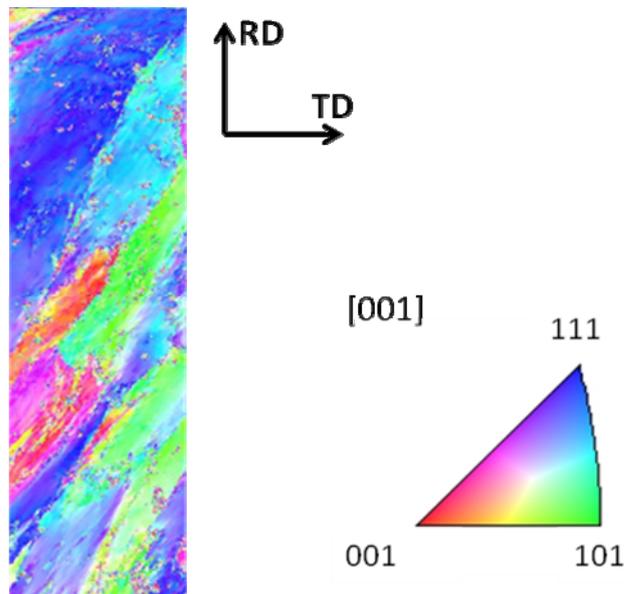


Figura 4.20: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D3-2, C=0,045, Temperatura de processamento 700°C.

De uma forma geral, a análise das Figura 4.19 aFigura 4.28 mostram que os resultados de EBSD tendem a corroborar com os resultados de difração de raios-X, como era esperado. Entretanto, como a área e o volume de análise são diferentes em ambos os casos, a intensidade e os padrões encontrados nas análises de EBSD tendem a ser ligeiramente diferentes. As duas únicas condições que apresentam, em sua maioria, a orientação Goss ($\{011\}\langle 100\rangle$), Figura 2.21, de interesse em materiais para fins elétricos são a D3-1 e D3-3, conforme pode ser observado nas Figura 4.21 e Figura 4.23, respectivamente, corroborando com os resultados encontrados na difração de raios-X que indicava uma intensidade relativa do pico de 100% de 3 e 4,2 vezes, respectivamente. A amostra D3-3 é a que mais se aproxima da condição desejada. Entretanto, verifica-se, pela análise de EBSD, que existem outras direções de menor interesse ainda presentes em ambas as condições (menor na D3-3) o que indica que o processo pode ainda ser melhorado para se atingir a orientação desejada.

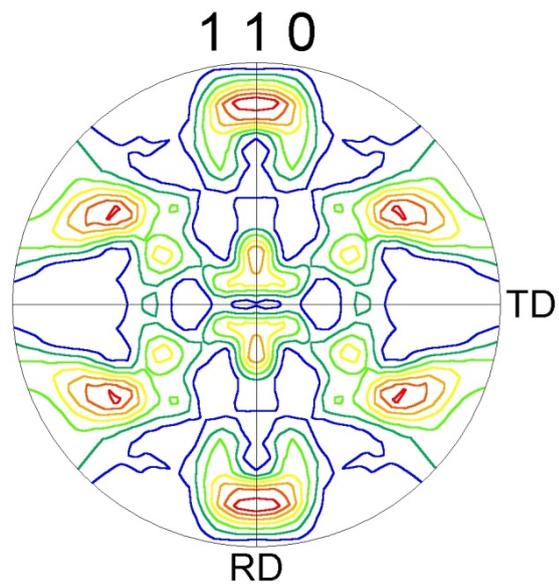


Figura 4.21: Resultados EBSD obtidos para a amostra D3-1 C=0,045, Temperatura de processamento 800°C. Figura de pólo na direção (100).

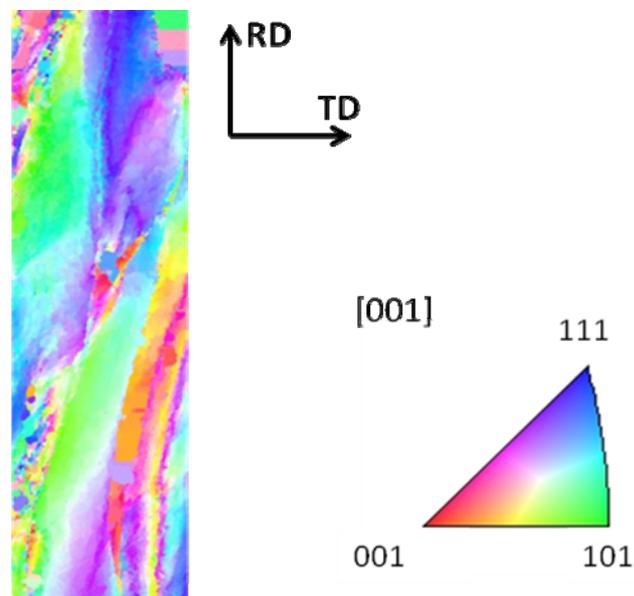


Figura 4.22: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D3-1, C=0,045, Temperatura de processamento 800°C.

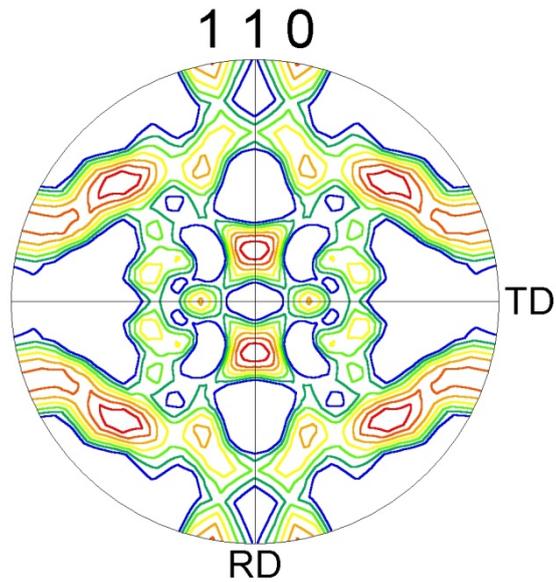


Figura 4.23: Resultados EBSD obtidos para a amostra D3-3 C=0,045, Temperatura de processamento 900°C. Figura de pólo na direção (100).

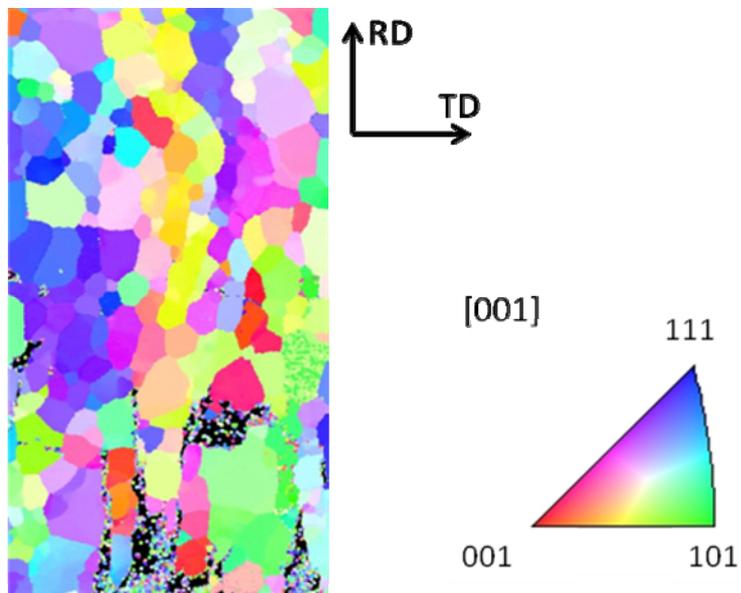


Figura 4.24: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D3-3, C=0,045, Temperatura de processamento 900°C.

Ao analisarmos as figuras de pólo inversa, verifica-se uma concordância com os resultados discutidos para a Figura 4.11 (Curvas tensão x deformação).

Entretanto, maiores detalhes podem ser observados no tocante aos processos de amaciamento que agem durante o processamento e que, de certa forma, já foram discutidos anteriormente.

As Figura 4.20, Figura 4.22 e Figura 4.26, correspondentes às condições D3-2, D3-1 e D5-1, respectivamente, correspondem a imagens de materiais que somente sofreram recuperação dinâmica, com grãos ainda deformados e alongados na direção de laminação, conforme já discutido anteriormente. Conforme mencionado na análise da Figura 4.11, a condição D5-1, apresentada na micrografia Figura 4.11b, aparentava possuir grãos recristalizados, mas ao observarmos a Figura 4.26 nota-se que os mesmos ainda estão deformados e, através da análise das tonalidades de cores de orientações, observa-se a formação de subgrãos nesta condição.

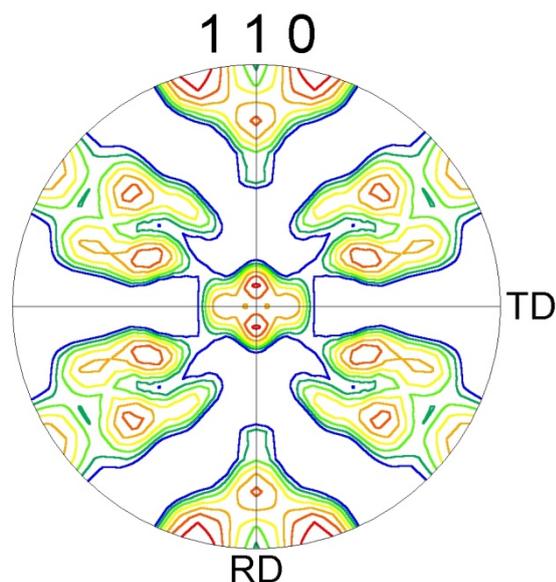


Figura 4.25: Resultados EBSD obtidos para a amostra D5-1 C=0,153, Temperatura de processamento 800°C. Figura de pólo na direção (100).

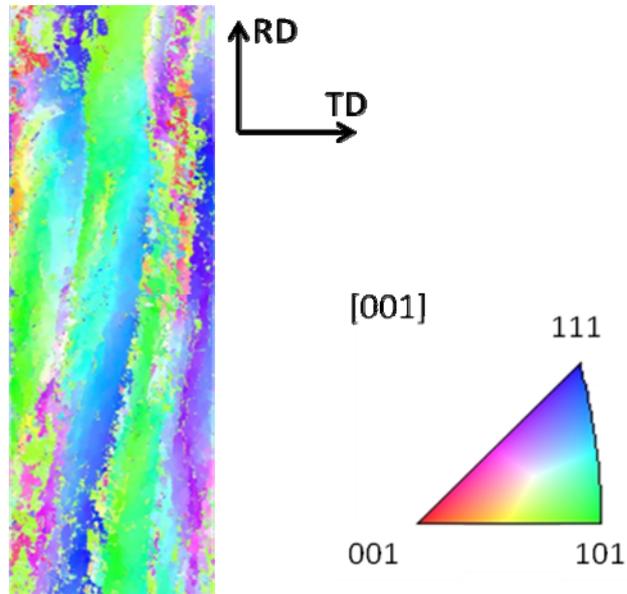


Figura 4.26: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D5-1, C=0,153, Temperatura de processamento 800°C

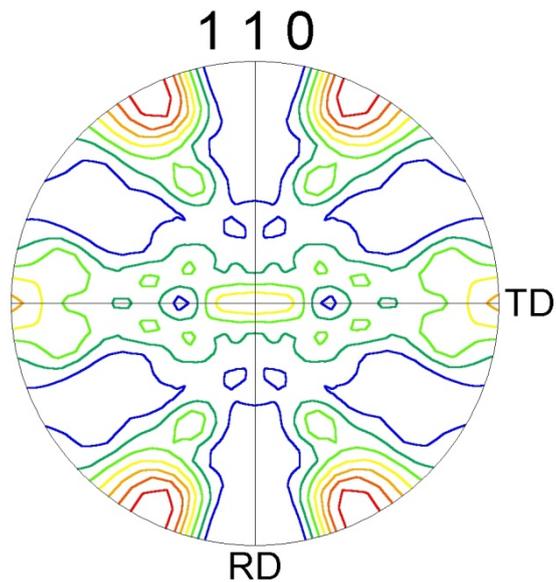


Figura 4.27: Resultados EBSD obtidos para a amostra D5-2 C=0,153, Temperatura de processamento 900°C. Figura de pólo na direção (100).

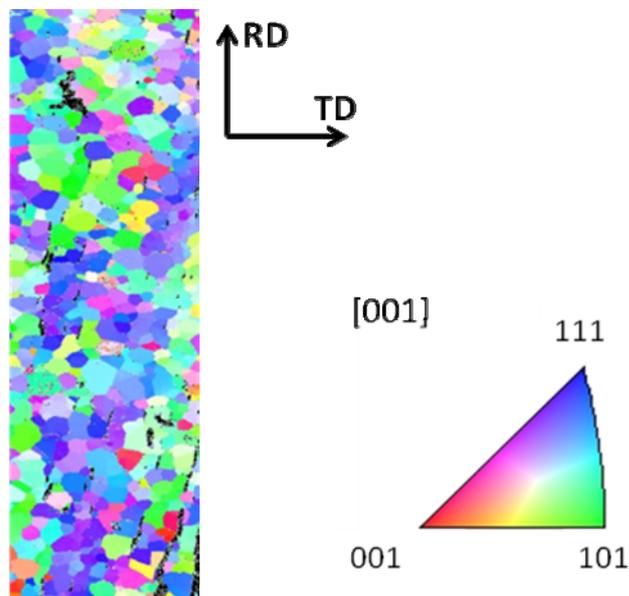


Figura 4.28: Figura de pólo inversa [001] obtida através do EBSD. Amostra D5-2, C=0,153, Temperatura de processamento 900°C.

No caso das Figura 4.24 e Figura 4.28 Figuras, correspondentes às condições D3-3 e D5-2, respectivamente, correspondem a imagens de materiais que sofreram recristalização dinâmica, com grãos equiaxiais e menores que os originais, conforme já discutido anteriormente na análise da Figura 4.11.

Após a apresentação dos resultados de EBSD e difração de raios x com o objetivo de estudo da formação de orientação preferencial no material em questão no presente trabalho, torna-se necessário destaque para alguns pontos. As condições de processamento que apresentaram a maior tendência de formação de orientação preferencial de interesse foram a D3-1 (800°C) e D3-3 (900°C), ambas com menor quantidade de carbono. Para as demais condições de processamento e composição química tivemos duas possíveis situações: não formação de orientação preferencial, ou formação de orientação preferencial de menor interesse.

A formação de orientação preferencial em aços ao carbono tem sido atribuída a formação de bandas de cisalhamento formadas durante o

processamento do material. Estas bandas seriam responsáveis por nuclear durante o processo de recristalização as orientações de interesse tanto para aços fins elétricas GOSS, como para aços IF para estampagem profunda, as fibras ND. A presença ou não destas bandas de cisalhamento apresentam forte relação com a concentração de carbono presente no aço e também com a temperatura de deformação e com a quantidade de deformação imposta ao material. Jonas mostrou que em aços IF ($C = 0,005\%$) existe forte tendência de formação de bandas de cisalhamento em deformações entre 70 e 700°C, e que em aços baixo carbono ($C=0,014\%$) a presença desta concentração de carbono inibe a formação de bandas em temperaturas mais elevadas. A Figura 2.14 mostra a relação da concentração de bandas de deformação encontradas no material em função da temperatura de deformação [18].

Estes dados estão de acordo com o encontrado aqui, ou seja, para menores quantidades de carbono, observou-se a presença de bandas de deformação na condição D3-2, mas esta não conseguiu atingir deformação suficiente para adquirir a orientação preferencial. Nas condições D3-1 e D3-3, as melhores em termos de orientação preferencial, são as com menores quantidades de carbono, mas observa-se que a na condição D3-1 não houve a formação de bandas e, provavelmente o mesmo não ocorreu com a amostra na condição D3-3. Mas o mais interessante é que, na condição D3-1 houve somente recuperação dinâmica e na D3-3 houve recristalização dinâmica, levando a uma textura de grãos recristalizados mais intensa que na condição D3-1.

A comparação destas duas condições e as observações realizadas na condição D5-2, que difere somente na quantidade de carbono da condição D3-3, leva a considerar que, apesar da grande quantidade de carbono é possível deformar o material e conseguir condições razoáveis de textura, independentemente da formação de bandas de cisalhamento e, assim, indicando que possa existir uma condição de menor quantidade de carbono, com a qual se consiga uma boa ductilidade e se atinja a orientação desejável.

5 CONCLUSÕES

1 – Apesar de ser um processo de fabricação de metais de execução mais complexa em comparação aos métodos convencionais de vazamento e lingotamento, o processo de conformação por spray mostrou-se importante para a produção do aço em questão evitando a formação de macro segregação e estrutura dendrítica, típica de processos convencionais e não interessante durante o processo de laminação.

2 – O processo de simulação física do processamento metalúrgico se mostrou adequado para obtenção de informações do comportamento do material em condições de processamento, embora a obtenção de corpos de prova para a realização dos ensaios através dos depósitos tenha sido de difícil execução, até mesmo desafiadoras devido à fragilidade do depósito a temperatura ambiente.

3 – A liga $\text{Fe}+(0,05-0,15\%C+6,5\%Si)$, conformada por spray, pode suportar grandes deformações nas temperaturas de processamento apresentadas.

4 – É possível a obtenção de orientação preferencial para os materiais avaliados neste trabalho, sendo esta formação dependente da concentração de carbono no material, temperatura de deformação e quantidade de deformação imposta.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Estudo da influência da concentração de carbono na formação de orientação preferencial.

Simulação física do processamento metalúrgico considerando condições de múltiplos passes e intervalos de espera, para avaliar o comportamento do material nestas condições.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] GRANT, P. S. Spray forming. *Progress in Materials Science*, v. 39, n. 4-5, p. 497-545, 1995.
- [2] CANTOR, B., BAIK, K. H., GRANT, P.S., Development of microstructure in spray formed alloys. *Progress in Materials Science*, v. 42, p. 373-392, 1997.
- [3] KANG, F.W., ZHANGC, G.Q., SUNA, J.F., LIC, Z., SHENA, J., Hot deformation behavior of a spray formed superalloy, *Journal of Materials Processing Technology* 204 p 147–151, 2008.
- [4] SINGER, A. R. E. Recent developments in the spray forming of metals. *International Journal of Powder Metallurgy & Powder Technology*, v. 21, n. 3, p. 497-498, 1985.
- [5] LAWRYNOWICZ, D.E.; WOLFENSTINE, J.; LAVERNIA, E.J. Grain growth mechanisms in a spray-formed Ni₃Al/Al₂O₃ composite in the presence of a liquid phase. *Materials Science and Engineering A*. v.230 p.1–13, 1997.
- [6] KRAUSS, M.; BERGMANN, D.; FRITSCHING, U.; BAUCKHAGE, K. In situ particle temperature, velocity and size measurements in the spray forming process. *Materials Science and Engineering A*, v. 236, p. 154-164, 2002.
- [7] ZHOU, Y. et al. Characterization of linear spray atomization and deposition for continuous production of aluminum alloys. *Journal of Materials Synthesis and Processing*, v. 5, n. 1, p. 111-116, 1997.
- [8] LEAL, V. S. Conformação por spray da liga Fe-6Si: estudo do processo e da microestrutura. 1999. 209p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1999.

- [9] BRINKSMEIER, E.; SCHÜNEMANN, M. Generation and forming of prayformed flat products. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 115, p. 55-60, 2001.
- [10] JILES, D. *Introduction to magnetism and magnetic materials*. London: Chapman & Hall, 1991. 440p.
- [11] BOZORTH, R. M. *Ferromagnetism*. New York: IEEE Press, 1951, 968p.
- [12] CHEN, C. W. *Magnetism and metallurgy of soft magnetic materials*, New York: Dover Publications, 1986. 571p.
- [13] PETRETIS, Br. et al. The investigation of Fe-Si alloys synthesized by laser irradiation. *Thin Solid Films*, v. 293, p. 29-33, 1997.
- [14] MASSALSKI, T. B. Fe-Si. In: *Binary alloys phase diagrams*. Materials Park: ASM International, 1990. p. 1771-1772.
- [15] MATSUMURA, S. et al, Concurrent ordering and phase separation in the vicinity of the metastable critical point of order-disorder transition in Fe-Si alloys, *Materials Science & Engineering A*, v. 312, p. 284-292, 2001.
- [16] SWANN, P.R., GRANˆAS L., LEHTINEN, B., The B2 and DO3 ordering reactions in iron-silicon alloys in the vicinity of the curie temperature. *Metal Science*, v.9 p. 90-95, 1975.
- [17] VIALA, B. et al, Study of the brittle behaviour of annealed Fe-Si 6,5wt% ribbons produced by planar flow casting. *Materials Science & Engineering A*, v. 212, p. 62-68, 1996.
- [18] JONAS J.J., Efects of Shear Band deformation on texture development in warm-rolled IF Steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 117 p. 293-299, 2001.

- [19] SHERBY, O. D., HARRIGAN, M.J., CHAMAGNE, L., SAUVE, C., Development Of Fine Spheroidized Structures By Warm Rolling Of High Carbon Steels, ASM, Trans. Quart. 62 p.p. 575-580, 1969.
- [20] GORNI, A. A., SILVA M. R. S., SILVEIRA, J. H. D. Laminação Ferrítica de Tiras a Quente, 41° Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Re-vestidos, Joinville (SC), 26 a 28 de Outubro de 2004.
- [21] BARNETT, M. R. AND JONAS, J. J., Influence of Ferrite Rolling Temperature on Microstructure and Texture in Deformed Low C and IF Steels, ISIJ International, Vol. 37 No. 7, pp. 697-705, 1997.
- [22] BAIRD, J. D.; Metall. Rev., 149, 1971.
- [23] BARNETT, M. R., Role of In-grain Recrystallization Shear Bands Textures in the Warm Nucleation of 1>11ND Rolled Steel, ISIJ International, Vol. 38 No. 1, pp. 78-85, 1998.
- [24] MACHADO, R., A.H. KASAMA, A.M. JORGE JR., C.S. KIMINAMI, W.J. BOTTA FO, C. BOLFARINI, Evolution of the texture of spray-formed Fe–6.5 wt.% Si–1.0 wt.% Al alloy during warm-rolling Materials Science and Engineering A 449–451, 2007.
- [25] EL-DOMIATY A, Cold-Workability Limits for Carbon and Alloy Steels. Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 8, Number 2, pp. 171-183(13). 1999.
- [26] SIMULAÇÃO FÍSICA DO PROCESSAMENTO METALÚRGICO, <http://www.dema.ufscar.br/termomec/olab.html>, acesso: 10/04/2009.
- [27] JORGE Jr, A.M.: Tese de doutorado, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais PPG-CEM, Universidade Federal de São Carlos UFSCar, Brasil, SP; 1997.

[28] KOCKS, U.F. - "Dislocations and Properties of Real Materials", Proc.Conf., Dec 84, The Inst. of Metals, London, 1985, p.125

[29] McQUEEN, H.J. and JONAS, J.J.: "Recovery and Recrystallization during High Temperature Deformation", in: Treatise on Materials Science and Technology, vol. 6, Plastic Deformation of Materials, ARSENAULT, R.J. Ed., pp. 393 – 493, Academic Press, 1975.

[30] GEITTENS, A. R.: Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais PPG-CEM, Universidade Federal de São Carlos UFSCar, Brasil, SP, 2001.

[31] BALANCIN, O.: Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio de Janeiro UFRJ, Brasil, pp. 25, 1981.

[32] RANDLE, V. and ENGLER, O. Introduction to Texture Analysis Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping, Overseas Publishers Association, p. 153 – 186, 2000.

[33] Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Lecture within SFB 761, Düsseldorf, Germany 06. September 2007.

[34] Consultado em <http://www.matweb.com> acesso: 24/05/10.