

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E
CIÊNCIA DE MATERIAIS – MESTRADO

TAMIRES BREKAILO

ESTUDO COMPARATIVO DA RECRISTALIZAÇÃO NOS AÇOS SAE 1006 E ARBL
LNE 380

PONTA GROSSA
2015

TAMIRES BREKAILO

ESTUDO COMPARATIVO DA RECRISTALIZAÇÃO NOS AÇOS SAE 1006 E ARBL
LNE 380

Dissertação apresentada para obtenção do grau de
Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais, da
Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Área de Concentração: Processamento de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo

PONTA GROSSA
2015

Ficha Catalográfica
Elaborada pelo Setor de Tratamento da Informação BICEN/UEPG

Brekailo, Tamires

B835 Estudo comparativo da recristalização
nos aços SAE 1006 e ARBL LNE 380/ Tamires
Brekailo. Ponta Grossa, 2015.
119F.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e
Ciência de Materiais - Área de
Concentração: Desenvolvimento e
Caracterização de Materiais), Universidade
Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Marcio Ferreira
Hupalo.

1.Aço microligado. 2.Laminação.
3.Recristalização. 4.Textura.
5.Microestrutura. I.Hupalo, Marcio
Ferreira. II. Universidade Estadual de
Ponta Grossa. Mestrado em Engenharia e
Ciência de Materiais. III. T.

CDD: 620.11

TAMIRES BREKAILO

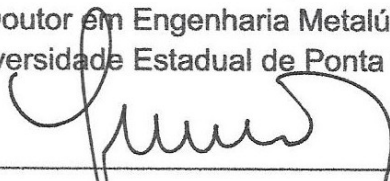
ESTUDO COMPARATIVO DA RECRISTALIZAÇÃO NOS AÇOS SAE 1006 E ARBL
LNE 380

Dissertação apresentada para obtenção do grau de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais, da Universidade Estadual de Ponta Grossa. Área de Concentração: Processamento de Materiais

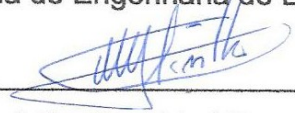
Ponta Grossa, 26 de janeiro de 2015



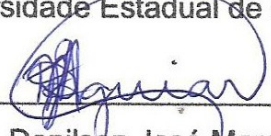
Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo – Orientador
Doutor em Engenharia Metalúrgica
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Prof. Dr. Hugo Ricardo Zschommler Sandim
Doutor em Engenharia Metalúrgica
Escola de Engenharia de Lorena – USP



Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho
Doutor em Engenharia Metalúrgica
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Prof. Dr. Denilson José Marcolino de Aguiar
Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Para aquela que me proporcionou
a vida, mãe, e aqueles que auxiliaram
preenchendo ela de amor, Fernanda e William

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus pelo presente maravilhoso da vida.

Ao Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo pela orientação e amizade.

Ao Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho pela amizade e auxílio com as análises de FEG.

Ao Prof. MSc. Selaucio Vurobi Júnior pela ajuda com os tratamentos térmicos.

Ao Prof. Dr. Eduardo Monlevade (POLI/USP) pela cessão dos aços para o estudo.

Ao Prof. Dr. Nelson Batista de Lima (IPEN/CNEN) pelo auxílio com as análises de textura.

Aos amigos Deize Basílio de Aguiar e Mauricio de Castro, pela amizade, apoio e companheirismo.

A CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pela bolsa de Mestrado concedida.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização e concretização deste Mestrado.

O tempo é muito lento para os que esperam
Muito rápido para os que tem medo
Muito longo para os que lamentam
Muito curto para os que festejam
Mas, para os que amam, o tempo é eterno.
(Henry Van Dyke)

RESUMO

O estudo da recristalização é de fundamental importância no processamento termomecânico de metais e ligas, pois o refino de grão pode ser obtido afetando a microestrutura final. Entender o comportamento das ligas metálicas durante o encruamento e posterior recozimento é de fundamental importância para o controle de suas microestruturas e propriedades finais. Este trabalho tem por objetivo principal realizar um estudo comparativo entre os aços SAE 1006 e LNE 380, durante o processamento envolvendo a laminação a frio e posterior recozimento. E também analisar a influência na sequência de passes da laminação na textura do material. Para isto, amostras dos dois aços foram laminadas a frio até 50% e 70% de redução em espessura, correspondendo a valores de deformação verdadeira de 0,7 e 1,2, respectivamente. Na sequência as amostras foram recozidas em banho metálico, sendo então caracterizadas por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV e FEG), dureza Vickers, análise de textura por difração de raios x e EBSD. As amostras do aço LNE 380, devido ao maior número de partículas sofreu um maior encruamento que o aço SAE 1006 durante a laminação a frio. Na textura de deformação ambos os aços apresentaram fibra parcial α e fibra γ , porém para o aço LNE 380 as fibras são mais desenvolvidas. O aço LNE 380 foi laminado com sequência de passes diferentes para a mesma deformação, sendo a sequência com mais e menos passes apresentaram textura mais intensa comparada com uma sequência de passes intermediária. O aço SAE 1006 recristalizou em tempos e temperaturas inferiores que o aço LNE 380, pois este apresenta uma grande quantidade de partículas as quais dificultam a recristalização, pois atuam como uma barreira para a movimentação de contornos e subcontornos de grãos.

Palavras-chave: Aço microligado. Laminação. Recristalização. Textura. Microestrutura.

ABSTRACT

The recrystallization study is of fundamental importance in the thermomechanical processing of metals and alloys, since the grain refinement can be obtained affecting the final microstructure. Understanding the behavior of alloys during the mechanical hardening and subsequent annealing is of fundamental importance for the control of their microstructure and final properties. This paper has as main objective a comparative study between the steel SAE 1006 and LNE 380 during processing involving cold rolling and annealing subsequent. And also analyze the influence following the rolling passes in the texture of the material. For this, the two steel samples were cold rolled by 50% and 70% reduction in thickness corresponding to true strain values of 0.7 and 1.2, respectively. Following the samples were annealed in metal bath, and then characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM and FEG), hardness Vickers, texture analysis by x-ray diffraction and EBSD. The LNE 380 steel samples, due to the larger number of particles has undergone further hardening the SAE 1006 steel during cold rolling. In the deformation texture both steels showed partial fiber α and fiber γ , but for the LNE 380 steel fibers are more developed. The LNE 380 steel was laminated with different sequence for the same deformation, and the sequence with more and less passes show texture more intense compared with a sequence of intermediate passes. SAE 1006 steel was recrystallized from shorter times and temperatures that LNE 380 steel, since this has a large number of particles which impede the recrystallization because they act as a barrier to the movement of grain boundaries.

Keywords: Microalloyed steels. Rolling. Recrystallization. Texture. Microstructure

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1	-	Efeito do carbeto de nióbio na tensão de escoamento para vários tamanhos de partículas de carbeto de nióbio	26
Figura 3.2	-	Distribuição de discordâncias (a) Material com baixa EDE, distribuição homogênea das discordâncias; (b) Material com alta EDE, formação de células de discordâncias.	29
Figura 3.3	-	Discordância cisalhando a partícula	31
Figura 3.4	-	Formação de laços de Orowan nas partículas de segunda fase	32
Figura 3.5	-	(a) A zona de deformação em um policristal laminado; (b) Mecanismos de deformação em partículas de alumínio em função da tensão e do raio da partícula	33
Figura 3.6	-	Principais relações geométricas da laminação	34
Figura 3.7	-	Microscopia eletrônica de transmissão da superliga INCOLOY MA 956 processadas por forjamento rotativo e recozidas a 800 °C por 1 hora: (a) partículas situadas junto à contornos de subgrão da amostra deformada com 61% de redução de área; (b) partículas ancorando a migração do contorno de alto ângulo da deformada com 72% de redução de área	38
Figura 3.8	-	Diagrama esquemático do efeito do tamanho de partícula, fração volumétrica e deformação prévia sobre a cinética de recristalização e mecanismo	39
Figura 3.9	-	Nucleação estimulada por partícula em uma superliga INCOLOY MA 956 deformada com 72% de redução de área por forjamento rotativo e recozida a 800 °C por 1 hora. Microscopia eletrônica de transmissão	40
Figura 3.10	-	Cinética de recuperação de um metal encruado	41
Figura 3.11	-	Cinética de recuperação em diferentes temperaturas da superliga INCOLOY MA 956 deformada com 61% de redução de área por forjamento rotativo	42
Figura 3.12	-	Cinética de recristalização típica durante o recozimento isotérmico	44
Figura 3.13	-	Curva $\log [1/(1-X_V)]$ em função do tempo (log) para o alumínio contendo 0,0068% de cobre, deformado 40% por	45

laminação

Figura 3.14	- O efeito da tensão de tração sobre a cinética de recristalização de alumínio recozido a 350 °C	46
Figura 3.15	- O efeito da temperatura de recozimento sobre o recozimento da liga de Fe-3,5%Si deformado 60%	48
Figura 4.1	- Representação esquemática do corte das amostras em tiras para laminação	52
Figura 4.2	- Representação esquemática das amostras laminadas utilizadas para os tratamentos de recozimento	56
Figura 4.3	- Representação esquemática do corte realizado nas amostras recozidas e qual foi a superfície analisada	58
Figura 5.1	- Aço SAE 1006 no estado “como recebido”, reagente metalográfico nital 2% (MO): (a) seção longitudinal; (b) seção transversal; (c) superfície	63
Figura 5.2	- Aço LNE 380 no estado “como recebido”, reagente metalográfico nital 2% (MO): (a) seção longitudinal; (b) seção transversal; (c) superfície	64
Figura 5.3	- Aço LNE 380 no estado “como recebido”, seção transversal, reagente metalográfico nital 2% (MEV)	65
Figura 5.4	- Dilatação em função da temperatura com taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min: (a) Aço SAE 1006; (b) Aço LNE 380	67
Figura 5.5	- FDO calculada para o aço SAE 1006 no estado “como recebido”	68
Figura 5.6	- FDO calculada para o aço LNE 380 no estado “como recebido”	69
Figura 5.7	- Aço SAE 1006 laminado a frio, reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1), MO: (a) até 50% de deformação; (b) até 70% de deformação	70
Figura 5.8	- Aço LNE 380 laminado a frio, reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1), MO: (a) até 50% de deformação; (b) até 70% de deformação	71
Figura 5.9	- Amostras laminadas até 50% de deformação, reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1), FEG: (a) SAE 1006; (b) SAE 1006 detalhe da perlita; (c) LNE 380; (d) LNE 380 detalhe da perlita	72

Figura 5.10	-	Relação entre a Dureza Vickers e a deformação verdadeira para as amostras de aço SAE 1006 e LNE 380	74
Figura 5.11	-	FDO calculada para o aço SAE 1006 deformado até 50% de redução de espessura	75
Figura 5.12	-	FDO calculada para o aço SAE 1006 deformado até 70% de redução de espessura	75
Figura 5.13	-	FDO calculada para o aço SAE 1006 deformado até 90% de redução de espessura	76
Figura 5.14	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura	77
Figura 5.15	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura	77
Figura 5.16	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 90% de redução de espessura	78
Figura 5.17	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura, sequência com mais passes	79
Figura 5.18	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura, sequência com mais passes	79
Figura 5.19	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 90% de redução de espessura, sequência com mais passes	80
Figura 5.20	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura, sequência com menos passes	81
Figura 5.21	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura, sequência com menos passes	81
Figura 5.22	-	FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 90% de redução de espessura, sequência com menos passes	82
Figura 5.23	-	Curva de amolecimento para os aços SAE 1006 e LNE 380 deformados até 50% e 70% de redução de espessura	83
Figura 5.24	-	Aço LNE 380 tratado termicamente por 15 minutos, reagente metalográfico Beraha (MO): (a) deformado até 50%, tratado a 650 °C; (b) deformado até 50%, tratado a 700 °C; (c) deformado até 70%, tratado a 650 °C; (d) deformado até 70%, tratado a 700 °C	84
Figura 5.25	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 50%, tratado termicamente a 650 °C por 30 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)	85

Figura 5.26	-	Microestrutura do aço LNE 380 deformado até 70%, tratado termicamente a 700 °C por 60 s (MO). Reagente metalográfico Beraha	86
Figura 5.27	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 600 °C por 120 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)	87
Figura 5.28	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 650 °C por 30 s (MO). Reagente metalográfico Beraha. (a) visão geral da amostra; (b) detalhe da microestrutura	88
Figura 5.29	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 50%, tratado termicamente a 600 °C por 240 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)	89
Figura 5.30	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 700 °C por 30 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)	90
Figura 5.31	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 650 °C por 60 s (MO). Reagente metalográfico Beraha	90
Figura 5.32	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 50%, tratado termicamente a 650 °C por 240 s (MO). Reagente metalográfico Beraha	91
Figura 5.33	-	Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 650 °C por 120 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)	92
Figura 5.34	-	Microestrutura do aço LNE 380 deformado até 50%, tratado termicamente a 700 °C por 480 s (MO): (a) reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1); (b) reagente metalográfico Beraha	93
Figura 5.35	-	Microestrutura do aço LNE 380 deformado até 70%, tratado termicamente a 700 °C por 480 s (MO): (a) reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1); (b) reagente metalográfico Beraha	94
Figura 5.36	-	Microestrutura dos aços deformados até 50% (FEG), reagente metalográfico nital 2% e picral 2%: (a) SAE 1006 tratado termicamente a 650 °C por 60 s; (b) LNE 380 tratado termicamente a 700 °C por 480 s	95
Figura 5.37	-	Curva de amolecimento para o aço SAE 1006: (a) 50%; (b) 70%	97

Figura 5.38	-	Curva de amolecimento para o aço LNE 380: (a) 50%; (b) 70%	98
Figura 5.39	-	Cinética de recristalização do aço SAE 1006: (a) deformado até 50%; (b) deformado até 70%	101
Figura 5.40	-	Cinética de recristalização do aço LNE 380: (a) deformado até 50%; (b) deformado até 70%	102
Figura 5.41	-	Determinação do expoente de Avrami para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 650 °C	103
Figura 5.42	-	Determinação do expoente de Avrami para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 700 °C	103
Figura 5.43	-	Determinação do expoente de Avrami para o aço LNE 380 deformado até 50% e tratado termicamente a 700 °C	104
Figura 5.44	-	Determinação do expoente de Avrami para o aço LNE 380 deformado até 70% e tratado termicamente a 700 °C	104
Figura 5.45	-	Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 650 °C por 30 s, 4% de fração recristalizada: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores	106
Figura 5.46	-	Curvas de desorientação ponto a ponto para as linhas teste da Figura 5.45: (a) Linha teste 1; (b) Linha teste 2	107
Figura 5.47	-	Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 70% e tratado termicamente a 650 °C por 30 s, 7% de fração recristalizada: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores	108
Figura 5.48	-	Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 70% e tratado termicamente a 650 °C por 120 s, 100% recristalizado: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores	109
Figura 5.49	-	Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 700 °C por 120 s, 100% recristalizado: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores	110
Figura 5.50	-	Resultado de EBSD para o aço LNE 380 deformado até 70% e tratado termicamente a 700 °C por 120 s, 30% de fração recristalizada: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores	111

Figura 5.51 - Resultado de EBSD para o aço LNE 380 deformado até 70% e tratado termicamente a 700 °C por 480 s: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores 112

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	-	Divisão dos aços ARBL e suas principais características	21
Tabela 3.2	-	Alguns precipitados encontrados nos aços ARBL	23
Tabela 3.3	-	Expoentes JMAK ideais	44
Tabela 4.1	-	Composição química (% em peso) dos aços SAE 1006 e LNE 380	50
Tabela 4.2	-	Planejamento de laminação a frio do aço LNE 380, frequência de 20 rpm	53
Tabela 4.3	-	Planejamento de laminação a frio do aço SAE 1006, frequência de 20 rpm	53
Tabela 4.4	-	Planejamento de laminação a frio do aço LNE 380, frequência de 15 rpm, sequência com mais passes	54
Tabela 4.5	-	Planejamento de laminação a frio do aço LNE 380, frequência de 10 rpm, sequência com menos passes	55
Tabela 4.6	-	Reagentes metalográficos utilizados e as respectivas composições	58
Tabela 4.7	-	Amostras utilizadas para o ensaio de raios x para a análise de texturas cristalográficas	60
Tabela 5.1	-	Tamanho de grão dos aços SAE 1006 e LNE 380 no estado “como recebido”	62
Tabela 5.2	-	Valores de dureza Vickers por microimpressão dos aços SAE 1006 e LNE 380 no estado “como recebido”	65
Tabela 5.3	-	Temperaturas de transformação de fases A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3}	68
Tabela 5.4	-	Valores de dureza Vickers por microimpressão dos aços SAE 1006 e LNE 380	73
Tabela 5.5	-	Tamanho de grão recristalizado dos aços SAE 1006 e LNE 380	96
Tabela 5.6	-	Fração recristalizada do aço SAE 1006 deformado até 50% de redução de espessura	99
Tabela 5.7	-	Fração recristalizada do aço SAE 1006 deformado até 70% de redução de espessura	99
Tabela 5.8	-	Fração recristalizada do aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura	100
Tabela 5.9	-	Fração recristalizada do aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura	100

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL	Alta resistência baixa liga
BQ	Bobina a quente
CCC	Cúbica de corpo centrado
CLABMU	Complexo de Laboratórios Multiusuários
DEMA	Departamento de Engenharia de Materiais
DL	Direção de laminação
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados (do inglês, “Electron Backscatter Diffraction”)
EDE	Energia de defeito de empilhamento
FDO	Função de distribuição de orientação
FEG	Field Emission Gun
HV	Dureza Vickers (do inglês, “ <i>Hardness Vickers</i> ”)
JMAK	Jonhson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (equação)
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia ótica
NR	Não recristalizada
PSN	Nucleação estimulada por partícula (do inglês, “ <i>Particle Stimulated Nucleation</i> ”)
SAE	Society of Automotive Engineers
TR	Times Randon
TT	Tratamento térmico

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	OBJETIVOS	20
2.1	OBJETIVO GERAL	20
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1	AÇOS MICROLIGADOS	21
3.1.1	Precipitação na austenita	24
3.1.2	Precipitação na decomposição da austenita	24
3.1.3	Precipitação na ferrita	25
3.1.4	Efeito dos microligantes	25
3.1.4.1	Aços microligados ao vanádio	25
3.1.4.2	Aços microligados ao nióbio	26
3.1.4.3	Aços microligados ao titânio	27
3.1.4.4	Aços microligados ao vanádio e ao nióbio	27
3.1.4.5	Aços microligados ao titânio e ao nióbio	28
3.2	O ESTADO ENCRUADO	28
3.2.1	Heterogeneidades de deformação	30
3.2.2	Influência das partículas nos mecanismos de endurecimento	31
3.3	LAMINAÇÃO	33
3.4	RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO	35
3.4.1	Influência das partículas de segunda fase na recuperação e recristalização	36
3.4.2	Cinética de recuperação	40
3.4.3	Cinética de recristalização	42
3.4.4	Fatores que afetam a cinética de recristalização	45
3.5	TEXTURA	48
3.5.1	Representações da textura cristalográfica	49
4	MATERIAIS E MÉTODOS	50
4.1	MATERIAIS UTILIZADOS	50
4.2	MÉTODOS EXPERIMENTAIS	51

4.2.1	Análise dilatométrica	51
4.2.2	Laminação de amostras	51
4.2.3	Tratamentos térmicos de recozimento	55
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	57
4.3.1	Preparação metalográfica	57
4.3.2	Microscopia ótica	59
4.3.3.	Microscopia eletrônica de varredura (MEV/FEG)	59
4.3.4	Dureza Vickers	59
4.3.5	Macrotextura	60
4.3.6	Difração de elétrons retroespalhados	60
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO MATERIAL NO ESTADO COMO RECEBIDO.....	62
5.1.1	Microestrutura	62
5.1.2	Determinação das temperaturas A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3} por dilatométrica	66
5.1.3	Macrotextura	68
5.2	CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS LAMINADOS A FRIO	69
5.2.1	Microestrutura	69
5.2.2	Dureza Vickers	73
5.2.3	Macrotextura	74
5.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS PROSPECTIVOS	82
5.4	TRATAMENTOS TÉRMICOS DE RECOZIMENTO	85
5.4.1	Microestrutura	85
5.4.2	Cinética de recristalização	99
5.4.3	Análises por EBSD	105
6	CONCLUSÕES	113
	REFERÊNCIAS	115
	ANEXO A	118

1 INTRODUÇÃO

Os aços microligados constituem uma das categorias de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Eles apresentam pequenas adições de elementos de liga (em geral menores que 0,1% em peso), sendo normalmente adicionado nióbio, vanádio e/ou titânio, ao passo que a concentração de carbono, na maioria dos casos, é inferior a 0,06%. A presença desses microligantes afeta a microestrutura de diversas formas, isto é, leva a obtenção de grãos mais finos e também devido a forte interação desses elementos com carbono e nitrogênio ocorre a precipitação de carbeto e nitreto. Assim, nos aços ARBL microligados ocorre endurecimento por redução do tamanho de grão, precipitação e, com menor contribuição, solução sólida, sendo o mais eficiente o endurecimento por refino de grão. Devido à sua baixa concentração de carbono esses aços apresentam uma melhor soldabilidade, se comparados com os aços carbono, e também apresentam maiores resistências mecânica e à corrosão. Os precipitados nesses aços são finos, ou seja, suas partículas normalmente tem tamanho inferior a 1 μm [1,2,3,4].

Partículas influenciam o endurecimento do material, e posteriormente a recuperação e a recristalização. A deformação plástica dos metais é bastante heterogênea. Isto está relacionado com a diferença de orientação que existe entre os grãos, pois alguns deformam mais facilmente, enquanto outros giram para acomodar a deformação dos grãos vizinhos. Esta heterogeneidade de deformação existe dentro do próprio grão. A presença de partículas durante o encruamento leva a formação de mais heterogeneidades na microestrutura, comparado com metal isento de partículas, e também introduzem mais discordâncias. Estas heterogeneidades da microestrutura atuam como pontos para a nucleação da recristalização. Materiais que contêm partículas têm em sua microestrutura mais pontos para a ocorrência da nucleação, pois eles possuem maior energia interna acumulada, porque durante a sua deformação foram introduzidos mais defeitos quando comparado com um isento de partículas. Por isto, têm maior energia interna acumulada e conseqüentemente, maior potencial termodinâmico para a recristalização [5,6,7].

Partículas finamente dispersas tendem a atrasar a recuperação e a recristalização, em razão do ancoramento dos subcontornos e contornos de grão.

Mas, para que o ancoramento seja efetivo, elas devem estar presentes em grande fração volumétrica. Algumas partículas causam uma maior distorção na rede cristalina, e uma grande quantidade de defeitos é acumulada a seu redor, sendo assim atuam como ponto para a nucleação da recristalização, o que é conhecido como nucleação estimulada por partículas [5,6,7,8].

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Comparar a cinética de recristalização de dois aços de estrutura ferrítica com colônias de perlita e partículas de cementitas isoladas, um deles isento de partículas finas (SAE 1006), e outro contendo uma fina dispersão de partículas (ARBL LNE 380), processados por laminação a frio até 50% e 70% de redução de espessura ($\epsilon = 0,7$ e $1,2$, respectivamente).

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

A fim de se alcançar o objetivo geral, os seguintes objetivos específicos podem ser destacados:

- Diferenciar as microestruturas e texturas dos materiais de partida;
- Avaliar as temperaturas de recozimento por dilatométrica;
- Compreender o comportamento dos materiais no encruamento;
- Avaliar a influência da sequência de passe no desenvolvimento das texturas de deformação.
- Determinar as melhores temperaturas para o estudo da cinética de recristalização para os dois materiais em estudo.
- Determinar os tempos e temperaturas para a recristalização dos aços, e também o tamanho do grão recristalizado.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS MICROLIGADOS

Aços de alta resistência e baixa liga são um grupo de aços de baixo carbono, nos quais são adicionados pequenas quantidades de elementos de liga para atingir limite de resistência superior a 275 MPa (40 ksi) na condição laminada. Estes aços têm maior resistência mecânica e resistência à corrosão quando comparado com os aços carbono laminados. Além disto, como uma maior resistência dos aços ARBL é obtida com teores de carbono inferiores, a soldabilidade destes aços é maior [1,9].

Os aços ARBL são divididos em sete categorias, apresentadas na Tabela 3.1, e o material de estudo neste trabalho é classificado como aço microligado ferrita-perlita. Nem todas essas sete categorias são necessariamente grupos distintos, em que um aço ARBL pode ter características de mais de um grupo [1].

Tabela 3.1 - Divisão dos aços ARBL e suas principais características

(continua)

Categoria	Principais características
Aços resistentes à intempéries	Contêm pequenas quantidades de elementos de liga, tais como cobre e fósforo, para uma melhor resistência à corrosão atmosférica e endurecimento por solução sólida
Aços microligados	Contêm pequenas adições (geralmente, menos do que 0,10% em peso), de elementos formadores de carbeto e nitretos, como nióbio, vanádio e titânio para endurecimento por precipitação e refino de grão
Aços perlíticos laminados	Podem incluir os aços carbono-manganês, mas também podem ter pequenas adições de outros elementos de liga para aumentar a resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade e soldabilidade
Aços bainíticos de baixo carbono	São aços baixo carbono (<0,08% C) com uma excelente combinação de alto limite de escoamento, soldabilidade, conformabilidade e boa tenacidade

Tabela 3.1 - Divisão dos aços ARBL e suas principais características

(conclusão)

Categoria	Principais características
Aços <i>dual-phase</i>	Aços com uma microestrutura de martensita dispersa numa matriz ferrítica, proporcionando uma boa combinação de ductilidade e alto limite de resistência à tração
Aços com inclusões de formato controlado	Aços com ductilidade e tenacidade à fratura otimizadas pela adição de cálcio, zircônio, titânio ou terras raras, com o objetivo de alterar a morfologia das inclusões de óxidos e sulfetos, do formato alongado para o esférico.
Aços resistentes à fragilização por hidrogênio	Com baixos teores de carbono e enxofre, inclusões de formato controlado e baixa segregação de manganês, além de teores de cobre maiores que 0,26% (em peso).

Fonte: Adaptado pela autora de High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels. In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection Irons Steels and High-Performance Alloys**. V. 1. ASM, 2004, p 1039

Boa parte dos aços ARBL microligados tem concentrações de carbono menor que 0,06% em peso, ou ainda bem inferiores, e mesmo assim apresentam tensão de escoamento de 485 MPa [1]. A concentração de manganês varia normalmente entre 0,6-1,6% em peso [3]. Isto é possível porque esses aços contêm pequenas adições (geralmente, menos do que 0,10% em peso) de elementos formadores de carbeto e nitreto, tais como nióbio, vanádio, titânio e boro que causam efeitos combinados de refinamento de grão e precipitação, e também pequenas contribuições de endurecimento por solução sólida [1,2,4,9]. Mas o principal mecanismo de aumento da resistência mecânica é por refino de grão [4]. Eles são chamados de microligantes porque as suas adições variam de 0,001-0,1% em peso, e possuem uma forte interação com o carbono e o nitrogênio. Esses elementos podem ser adicionados sozinhos ou combinados [2]. Alguns precipitados desses aços são listados na Tabela 3.2 [3].

Estes aços possuem várias aplicações que incluem tubulações (oleodutos e gasodutos), carros, vasos de pressão e navios [10].

A utilização de ligas com multi-microligantes resulta em partículas que possuem mais de um microligante na composição, que são conhecidos como carbeto/nitreto dúplex ou tríplex [11]. Esta facilidade de permutação entre os

microligantes resulta da semelhança que eles possuem entre o parâmetro de rede e a estrutura cristalina (CFC) [4,11].

Tabela 3.2 - Alguns precipitados encontrados nos aços ARBL

Elementos	Principais precipitados
Nióbio	Nb(C, N); Nb ₄ C ₃
Vanádio	V(C, N); V ₄ C ₃ ; VN
Nióbio + molibdênio	(Nb, Mo)C
Cobre + nióbio	Cu, Nb(C, N)
Titânio	Ti(C, N)
Alumínio	AlN

Fonte: Adaptado pela autora de MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2. ed. USA: Cambridge University Press, 2009, p. 586

As partículas precipitadas normalmente são coerentes ou semi-coerentes com a matriz, e apresentam tamanho nanométrico, por isso aumentam tanto a resistência do aço microligado [9,11].

Há relatos na literatura de que aços microligados com pequenas adições de nióbio, titânio e vanádio, apresentam precipitados com diferentes morfologias e, para cada morfologia, uma faixa de tamanho diferente. Precipitados irregulares/esférico (100-150 nm), cubóide (30-70 nm) e precipitados finos (10-20 nm). Segundo este estudo cada morfologia apresentava uma composição específica. Os precipitados do tipo cubóide foram identificados como nitretos de titânio/nióbio, os irregulares/esférico como carbeto de titânio/nióbio e os precipitados finos como carbeto de titânio/nióbio/vanádio [11].

Foi sugerido que nos aços microligados que foram deformados a frio e posteriormente envelhecidos, as partículas obtidas são mais uniformemente dispersas, mais finas e em maior quantidade comparados com um aço microligado que foi apenas envelhecido [10]. E também que a deformação a frio estimula a precipitação de uma quantidade considerável de elementos que de outra forma permaneceriam em solução sólida na liga [10].

A maioria dos aços ARBL microligados não são especificados em intervalos de composição dos elementos microligantes e sim em termos de propriedades mecânicas. A especificação limita apenas os teores de carbono, manganês e das

impurezas. As quantidades de elementos microligantes são deixadas ao critério do produtor do aço [1].

Os carbeto e nitreto presentes no aço são dissolvidos, total ou parcialmente, em altas temperaturas no campo austenítico [2]. A formação dos precipitados pode ocorrer na austenita durante a laminação, na interface ferrita/austenita durante a transformação ou na ferrita supersaturada durante o resfriamento final, ocorrendo principalmente na transformação austenita em ferrita [2,10].

3.1.1 Precipitação na austenita

Quando o material é aquecido no campo austenítico os carbeto e nitreto podem ser dissolvidos total ou parcialmente. Nos casos onde ele é totalmente dissolvido a supersaturação será elevada durante o resfriamento, o que leva ao aumento da taxa de precipitação em temperaturas mais baixas. Quando eles são apenas parcialmente dissolvidos, servirão como núcleo para a reprecipitação que ocorrerá no resfriamento, e neste caso a taxa de precipitação também será elevada [2].

Porém, para que a precipitação ocorra de forma acelerada na austenita, não adianta o material apenas estar em temperatura elevada, ele precisa passar por deformação à quente (laminação no campo intercrítico). Pois, neste processo são introduzidos discordâncias, células de discordâncias e contornos de subgrão, que atuam como sítios para a nucleação dos carbeto e nitreto [2].

3.1.2 Precipitação na decomposição da austenita

No resfriamento dos aços microligados, na decomposição da austenita, os precipitados vão sendo formados na interface entre o crescimento ferrítico e a matriz austenítica. Sendo assim, as partículas ficam alinhadas, isto é, os carbeto e nitreto formados ficam dispostos em fileiras ou lamina [2].

Devido ao aumento da supersaturação em mais baixas temperaturas eleva o número e reduz o tamanho das partículas precipitadas na interface [2].

3.1.3 Precipitação na ferrita

Quando taxas de resfriamento muito elevadas são utilizadas em ARBL a precipitação pode ser inibida, sendo os elementos de liga mantidos dissolvidos na microestrutura ferrítica. Quando esses aços são reaquecidos, dentro do campo ferrítico, ocorrerá a precipitação dos carbeto e nitreto, sendo as partículas formadas nas discordâncias ou na matriz [2].

3.1.4 Efeito dos microligantes

É importante entender melhor o efeito de cada microligante, sua solubilidade na austenita e ferrita, e também sua reatividade com o carbono e nitrogênio. Nos itens seguintes será detalhado esse efeito para os aços microligados ao vanádio, nióbio e titânio.

3.1.4.1 Aços microligados ao vanádio

O vanádio auxilia o endurecimento da liga devido a precipitação de partículas finas (5 a 100 nm de diâmetro) de V (C,N) na ferrita, normalmente durante o resfriamento da laminação à quente. Os precipitados de vanádio não são tão estáveis como os precipitados de nióbio [1]. O carbeto de vanádio possui uma alta solubilidade no campo austenítico, mesmo em temperaturas mais baixas, enquanto que a solubilidade do nitreto de vanádio é mais baixa, dissolvendo-se apenas parcialmente nesta mesma temperatura [2].

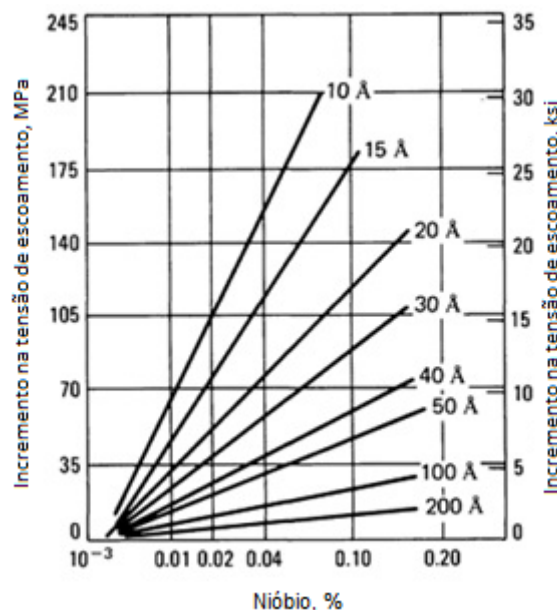
A maior parte desses aços são amplamente utilizados na condição laminado à

quente com um máximo de 0,10% de vanádio, porém, também são utilizados nas condições de laminação controlada, normalizado ou temperado e revenido [1].

3.1.4.2 Aços microligados ao nióbio

Os carbeto e nitreto de nióbio são dissolvidos apenas em temperaturas elevadas. Em menores temperaturas do campo austenítico são apenas parcialmente dissolvidos, sendo assim atuando como um forte refinador de grão, sendo um refinador mais eficiente que o vanádio [1,2,4]. O nióbio também causa um aumento na tensão de escoamento devido ao endurecimento por precipitação, e a magnitude desde depende da quantidade e tamanho dos precipitados. Esta relação entre tamanho da partícula e incremento na tensão de escoamento pode ser vista na Figura 3.1. Com esses efeitos combinados, refino de grão e precipitação, o nióbio é mais eficiente que o vanádio como agente endurecedor. A adição de nióbio varia entre 0,02 a 0,04% [1].

Figura 3.1 - Efeito do carbeto de nióbio na tensão de escoamento para vários tamanhos de partículas de carbeto de nióbio



Fonte: Adaptado pela autora de High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels. In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection Irons Steels and High-Performance Alloys**. V. 1. ASM, 2004, p 1048

Normalmente estes aços são produzidos por laminação controlada. Nos aços microligados ao nióbio a laminação controlada é eficiente para o refino de grão, mesmo sem adições de titânio. Porém, nos aços microligados ao vanádio o refino de grão por laminação controlada só é eficiente com a adição de titânio [1].

3.1.4.3 Aços microligados ao titânio

Da mesma forma que os aços microligados ao nióbio ou vanádio, o aumento da resistência neste aço envolve uma combinação de refinamento de grão e endurecimento por precipitação, a qual depende da quantidade de microligante e também do processamento. O efeito do titânio no refino de grão é moderado comparado com o nióbio e o vanádio, e se o endurecimento por precipitação ocorrer em níveis elevados, ocorre uma redução na tenacidade [1].

A solubilidade do nitreto de titânio é tão baixa, que mesmo com pequenas adições, pode ocorrer à sua precipitação no aço líquido. Para obter-se uma distribuição extremamente fina e estável de nitretos são necessárias pequenas adições de titânio, evitando assim uma grande precipitação no estado líquido [2].

Em aços produzidos por lingotamento contínuo, pequenas quantidades de titânio formam nitretos e são refinadores de grão eficientes porque retardam o crescimento de grão austenítico. Essas pequenas adições também são eficientes para laminação controlada, pois retardam o crescimento do grão austenítico recristalizado [1].

3.1.4.4 Aços microligados ao vanádio e ao nióbio

Nos aços microligados a estes dois elementos, que são laminados à quente, a tensão de escoamento obtida é maior que de um aço microligado a qualquer um destes elementos individualmente. Nesses aços laminados à quente o ganho de resistência se deve, na maior parte, ao endurecimento por precipitação [1].

Estes aços são produzidos normalmente com teor de carbono inferior a

0,10%, o que reduz a quantidade de perlita, aumenta a resistência, ductilidade e soldabilidade [1].

3.1.4.5 Aços microligados ao titânio e ao nióbio

O titânio aumenta a eficiência do nióbio, porque combina com o nitrogênio formando nitreto de titânio, impedindo assim a formação de nitreto de nióbio, pois o nitreto de titânio é mais estável que o nitreto de nióbio. Isto permite o aumento da quantidade de nióbio dissolvido na austenita. Na transformação de austenita para ferrita, esta fica supersaturada de nióbio, ocorrendo a precipitação de partículas de Nb (C, N) [1].

3.2 O ESTADO ENCRUADO

Durante a deformação plástica de um material cristalino, a tensão necessária para continuar deformando cresce com o passar da deformação. Isto acontece porque a deformação plástica ocorre por escorregamento de discordâncias nos planos atômicos. Estas interagem entre si ou com outros defeitos (ou com os campos de tensão), levando a uma redução na sua mobilidade média, por isso, maiores tensões são necessárias para a deformação [12,13].

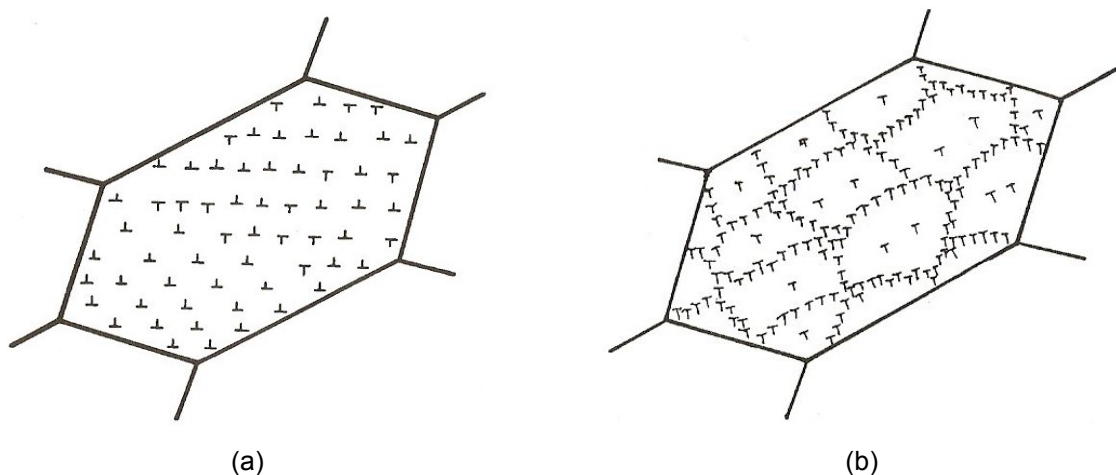
Quando o material é conformado a frio, a maior parte da energia utilizada na deformação é perdida na forma de calor. De 2 a 10 % da energia utilizada na deformação é armazenada na forma de defeitos cristalinos, principalmente como discordâncias [5,7,14].

Durante a deformação plástica de um policristal, os grãos mudam de forma acompanhando as mudanças macroscópicas do componente [5,6]. Normalmente eles adquirem orientação preferencial, isto é, textura de deformação [5,6,15]. A quantidade de contornos de grãos aumenta, o que ocorre pela geração de novas discordâncias [5,6,16]. A deformação aumenta a densidade de discordâncias em várias ordens de grandeza em relação ao metal recozido [12,13].

A microestrutura formada após a deformação plástica, isto é, a densidade e distribuição dos defeitos, dependem de vários fatores como: a estrutura cristalina; a pureza do metal (átomos em solução sólida); temperatura, velocidade, quantidade e modo de deformação; tamanho do grão inicial e energia de defeito de empilhamento (EDE) [5,12].

A EDE de um material está relacionada com a sua distribuição de discordâncias [5]. Nos metais com baixa EDE as discordâncias possuem menor mobilidade, então elas ficam distribuídas de forma mais homogênea na microestrutura, como ilustrado na Figura 3.2 (a). Já os metais com elevada EDE as discordâncias tem uma maior mobilidade, sendo assim rearranjos e aniquilações de discordâncias ocorrem com maior facilidade, e elas ficam distribuídas de forma heterogênea na microestrutura formando as células de discordâncias, como demonstrado na Figura 3.2 (b) [5,6,13]. Os metais de alta EDE recuperam mais facilmente que os metais de baixa EDE, e em algumas temperaturas de recozimento, estes recristalizam antes que ocorra significativa recuperação [5].

Figura 3.2 - Distribuição de discordâncias (a) Material com baixa EDE, distribuição homogênea das discordâncias; (b) Material com alta EDE, formação de células de discordâncias.



Fonte: PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3. ed. revisada e ampliada. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005, p. 14 e 15

3.2.1 Heterogeneidades de deformação

Quando o material é deformado, os grãos que estão em orientação desfavorável sofrem rotações para acomodar a deformação de seus vizinhos. Isto causa heterogeneidades de deformação no metal, que podem estar contidas dentro do grão ou não [6,16]. Esta heterogeneidade de deformação leva a uma heterogeneidade de energia armazenada no grão e nos seus vizinhos, influenciando a recuperação e recristalização. Isto porque estes locais atuam como pontos preferenciais para a nucleação da recristalização, por possuírem maior energia interna armazenada [16].

Materiais com grão finos apresentam uma deformação menos heterogênea, enquanto materiais com grãos grosseiros uma deformação mais heterogênea. São formadas diversas heterogeneidades microestruturais, tais como: bandas de deformação (*deformation bands*), bandas de transição (*transition bands*), bandas de cisalhamento (*shear bands*), microbandas (*microband*) entre outras. Isto ocorre porque a microestrutura vai sendo cada vez mais fragmentada, isto é, ela vai se subdividindo [7,6,16].

A presença de partículas afeta a microestrutura deformada, sendo assim, materiais que têm partículas durante a deformação apresentarão uma maior heterogeneidade de deformação [7]. A região ao redor das partículas de uma forma geral apresenta uma maior concentração de defeitos que o resto da microestrutura. Desta forma também atuando como locais preferenciais para a nucleação da recristalização.

Tanto heterogeneidade de deformação, tais como, bandas de transição e bandas de cisalhamento, quanto contornos de grãos, partículas, são locais preferenciais para a nucleação da recristalização [6,16].

3.2.2 Influência das partículas nos mecanismos de endurecimento

As partículas de segunda fase exercem uma forte influência sobre a microestrutura formada durante a deformação plástica, e esta microestrutura

desenvolvida irá afetar o posterior recozimento [6]. Alguns aspectos importantes na estrutura deformada em ligas que contém partículas são [6]:

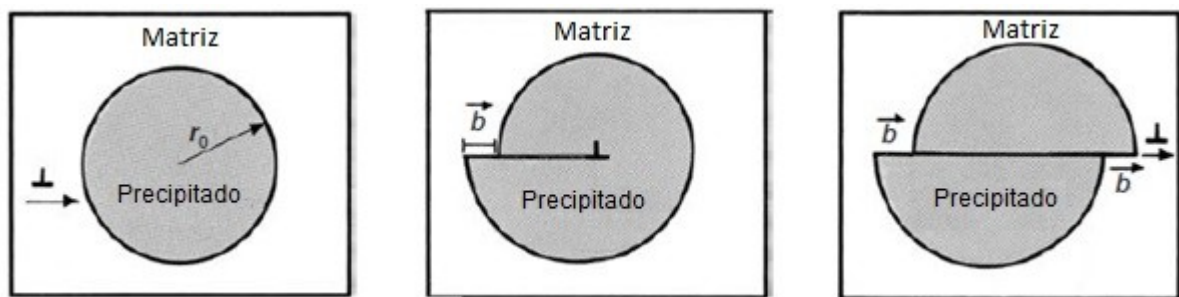
- a) O efeito das partículas sobre a densidade global de discordâncias;
- b) O efeito das partículas sobre a heterogeneidade da deformação da matriz;
- c) A natureza da estrutura de deformação na vizinhança das partículas.

Partículas presentes na microestrutura podem interagir com a matriz de diferentes formas. Se ela for coerente ou semi-coerente com a matriz o mecanismo atuante é endurecimento por precipitação. Se a interação dela com a matriz for incoerente o mecanismo é endurecimento por dispersão [3].

Durante a deformação plástica as partículas presentes representam uma barreira ao movimento das discordâncias. Quando estas estão se movendo nos planos de deslizamento que contenham partículas, podem atravessar a barreira (mecanismo de cisalhamento) ou contorná-las (mecanismo de Orowan). O seu comportamento depende da interação da partícula [3,12].

Quando uma partícula é coerente ou semi-coerente existe uma continuidade do retículo da matriz na partícula, então quando uma discordância encontra a partícula ela a cisalha [3,4]. Elas são geralmente finas, isto é, possuem tamanho inferior a 100 nm [4]. Um exemplo de uma partícula sendo cortada pela discordância é dado na Figura 3.3 [3].

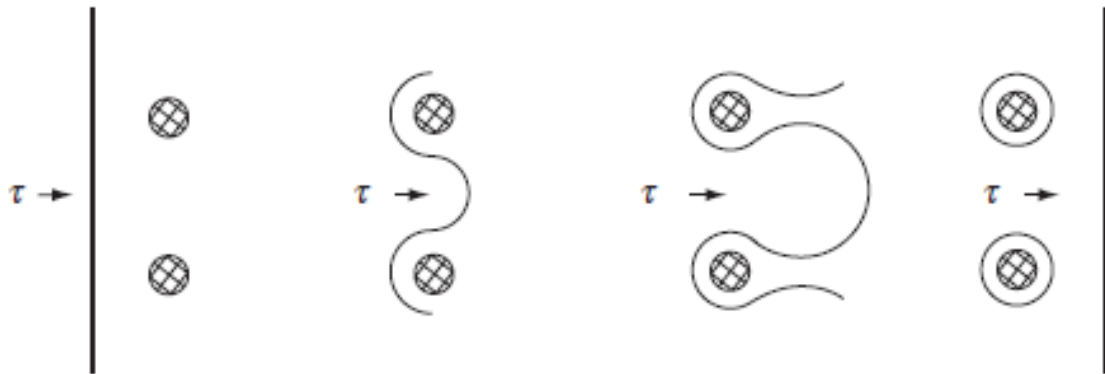
Figura 3.3 - Discordância cisalhando a partícula



Fonte: Adaptado de MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2. ed. USA: Cambridge University Press, 2009, 583

Já nos casos onde a partícula é incoerente não existe a continuidade do retículo da matriz na partícula. Quando a discordância encontra esta barreira se a tensão for elevada ela irá curvar-se e formar um laço (anel) de discordância ao redor da partícula [3,4]. Estas têm tamanho superior a 100 nm [4]. A formação de laços de Orowan é demonstrada na Figura 3.4 [3].

Figura 3.4 - Formação de laços de Orowan nas partículas de segunda fase

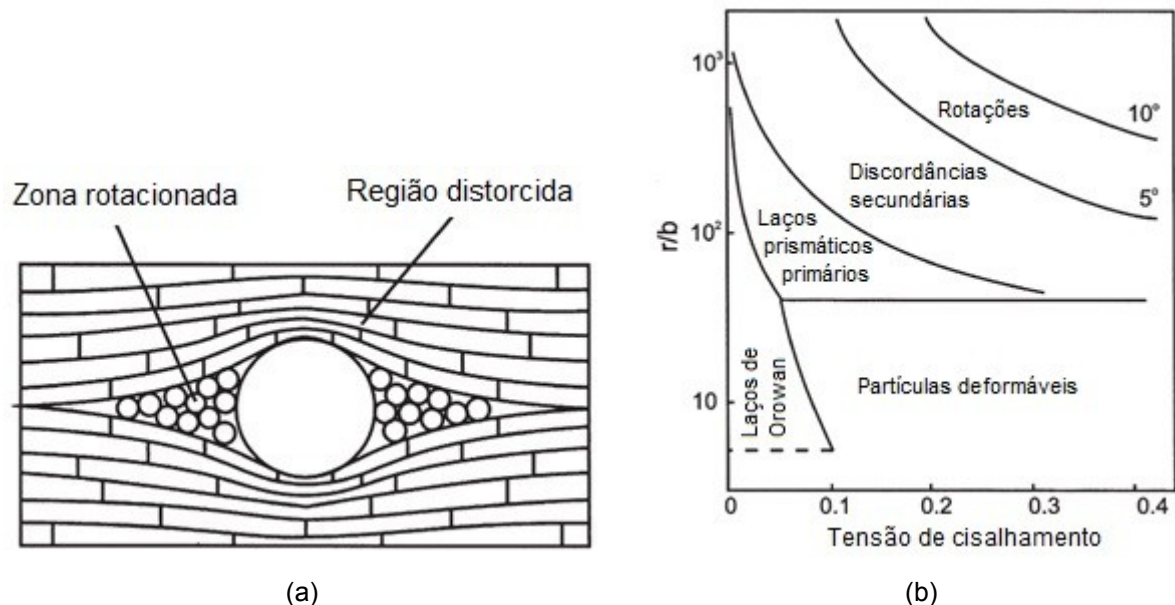


Fonte: MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2. ed. USA: Cambridge University Press, 2009, p. 580

Porém, para partículas maiores a discordância não consegue formar um laço ao seu redor. Então a matriz de uma forma geral escoar ao redor da partícula, conforme ilustrado na Figura 3.5 (a). Já a região da matriz que encontra-se próxima a partícula (na linha de deformação) sofre rotações para acomodar a deformação (Figura 3.5 (a)) formando estruturas complexas de discordâncias (formação de discordâncias geometricamente necessárias) [5,6].

De uma forma geral, a estrutura de discordâncias que será formada, devido à interação desta com a partícula, é função da tensão aplicada, tamanho da partícula e tipo de interface. O gráfico da Figura 3.5 (b) relaciona a razão entre o raio da partícula e o vetor de Burgers da discordância com a tensão de cisalhamento aplicada, demonstrando que para cada região do gráfico um tipo de estrutura diferente de discordâncias será formado. Para partículas menores (pequena razão entre o raio dela e o vetor de Burgers) a baixas tensões ocorrerá a formação de laços de Orowan. Porém, para partículas maiores (razão mais elevada) e maior tensão ocorre a formação de laços prismáticos, discordâncias secundárias e a rotação da matriz [6].

Figura 3.5 - (a) A zona de deformação em um policristal laminado; (b) Mecanismos de deformação em partículas de alumínio em função da tensão e do raio da partícula.



Fonte: Adaptado de HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004, pg. 59 e 63

Em geral o material que contém partículas, apresentará após a deformação uma densidade maior de defeitos que aquele que possui a matriz isenta de partículas [5,6].

3.3 LAMINAÇÃO

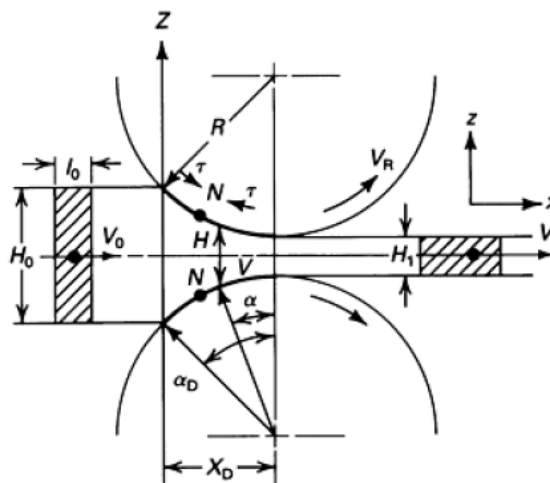
Laminação é o processo de deformação plástica no qual o material passa entre rolos [17,18]. O objetivo principal deste processo é reduzir a seção transversal do material de entrada, melhorando as suas propriedades e obtendo a seção desejada a partir da saída dos rolos. O processo pode ser efetuado à quente, morno ou frio, dependendo da aplicação e do material envolvido. Normalmente este processo é dividido em laminação a frio e laminação à quente [17,18,19]. Na laminação a frio o acabamento superficial e a tolerância dimensional é superior à laminação à quente [18].

Este processo é repetido diversas vezes até a espessura desejada ser atingida. Cada repetição é denominada como “passe de laminação”. O plano de passes ou sequência de passes do material é então projetado para que a espessura

final desejada seja alcançada [17]. Diferentes planos de passes podem ser utilizados para atingir uma determinada espessura, que resultam em microestruturas e/ou propriedades diferentes.

A Figura 3.6 mostra as principais relações entre as dimensões da chapa, a geometria dos cilindros e as forças atuantes no processo [19]. A chapa entra no laminador com a espessura inicial, h_0 , e velocidade inicial, v_0 , e sai do laminador com espessura final reduzida, h_f , e uma maior velocidade final, v_f . A velocidade da chapa aumenta continuamente de v_0 para v_f , e apenas em um único ponto, chamado de ponto neutro N , a sua velocidade iguala-se a velocidade do cilindro de laminação. Então, antes do ponto neutro a velocidade da chapa é menor que a dos cilindros, e após o ponto neutro a velocidade da chapa é maior que a dos cilindros [17,18].

Figura 3.6 - Principais relações geométricas da laminação



Fonte: LAHOTI, G. D.; SEMIATIN, S. L. Flat, Bar, and Shape Rolling. In: **ASM Metals Handbook – Forming and Forging**. V. 14. ASM, 2004, p. 743

O ângulo de contato ou ângulo de ataque (α_D) é formado entre o plano de entrada e a linha de centro dos rolos. Este ângulo tem um valor mínimo, abaixo do qual os rolos não arrastam a peça, por não existir condições de atrito necessárias. As forças de atrito atuam no mesmo sentido da laminação até o ponto neutro “N”, e após este, atuam no sentido oposto [17,18].

Um parâmetro importante na laminação é o fator Delta (Δ), o qual define as condições de geometria necessárias para que a distribuição de tensões na peça laminada não seja excessivamente heterogênea e nem que se tenha uma elevada tensão residual [20]. O fator Delta é calculado por meio da Equação 1, onde X_D é o comprimento projetado do arco de contato.

$$\Delta = \frac{\left(\frac{h_0 + h_f}{2}\right)}{X_D} \quad (1)$$

Para valores de $\Delta > 1$, aumenta a probabilidade de deformação heterogênea e surgimento de empenamento e outros defeitos de laminação, devido à elevada tensão residual. Por isso é recomendado trabalhar com valores de $\Delta < 1$, pois a distribuição de tensões e deformação é menos heterogênea [19].

3.4 RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO

A microestrutura que foi desenvolvida durante a deformação plástica é o potencial termodinâmico tanto para a recuperação quanto para a recristalização [5,6,16], e a microestrutura deformada varia muito de uma matriz isenta de partículas para uma que as contenha.

A recuperação e recristalização dos materiais encruados são importantes por dois motivos principais. Primeiro, com o recozimento o material restaura a sua ductilidade (para aqueles que passaram por deformação a frio), e segundo porque é possível controlar o tamanho, a forma e a textura dos grãos do metal [7].

Recuperação são as mudanças microestruturais que ocorrem no metal deformado, e que restaura parcialmente as propriedades aos valores de antes da deformação [5,6]. As principais mudanças que ocorrem na recuperação são: rearranjos de lacunas e intersticiais, aniquilação de discordâncias de sinais opostos, rearranjo das discordâncias para formar configurações de menor energia e a formação de uma região “livre” de defeitos associada a um contorno de alto ângulo [7,21]. Sendo assim, a recuperação é a aniquilação de defeitos sem movimentação de contornos de alto ângulo [5].

A recristalização é quando o contorno de alto ângulo varre a microestrutura recuperada ou encruada formando assim uma região com uma baixa densidade de defeitos. A recristalização é completada quando os contornos de alto ângulo tocam-se mutuamente (*impingement*) [5,14,22]. Então, a recristalização é a aniquilação de defeitos com movimentação de contornos de alto ângulo [5].

Ambos, a recuperação e a recristalização, são movidos pela energia armazenada do estado deformado, então eles são processos concorrentes que ocorrem simultaneamente. Logo a extensão da recuperação depende da facilidade com a que a recristalização ocorre. Porém, a recuperação diminui a força motriz para a recristalização, então uma quantidade significativa de recuperação anterior pode, por sua vez, influenciar a natureza e a cinética de recristalização [6,23]. E também a recuperação que ocorre simultaneamente com a recristalização (nas regiões ainda não recristalizadas) diminui o potencial termodinâmico com o passar do tempo [14]. A recuperação pode ocorrer antes e durante a recristalização, e para os materiais que não recristalizam 100%, a recuperação ocorre depois da recristalização.

Os metais e ligas com estrutura cristalina CCC e os metais com estrutura cristalina CFC com alta EDE possuem uma competição entre a recuperação e a recristalização mais pronunciada [5,14]. Isto pode levar a uma redução da velocidade de migração das frentes de reação durante o recozimento, podendo causar até a estagnação [14].

3.4.1 Influência das partículas de segunda fase na recuperação e recristalização

A compreensão dos efeitos de partículas da segunda fase na recuperação e recristalização é importante pelas seguintes razões [7]:

- a) A maior parte das ligas industriais contém partículas da segunda fase;
- b) As partículas possuem uma forte influência sobre a cinética de recristalização, microestrutura e textura;
- c) Através de uma combinação dos elementos de liga e do processamento do material, é possível controlar a distribuição de partículas da segunda fase na microestrutura de forma relativamente precisa.

O comportamento no recozimento de uma liga contendo partículas é dependente da fração volumétrica, do tamanho, forma e espaçamento das partículas [6]. Ao variar esses fatores pode-se acelerar ou retardar a recristalização comparada com a matriz isenta de partículas [7].

As partículas dificultam a recuperação e a recristalização porque ancoram os contornos de subgrão e de grão [7,6]. Partículas finas e em maior fração volumétrica

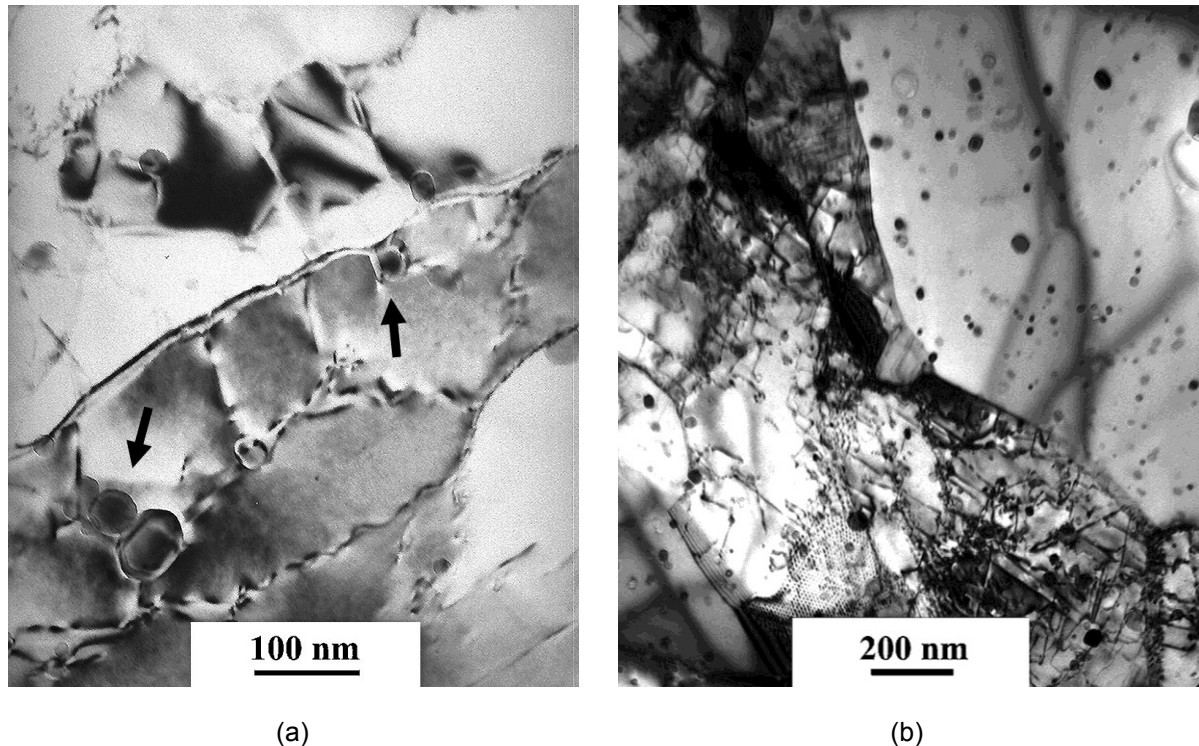
são mais eficientes para efetuar esta ancoragem do que partículas grosseiras em menor fração volumétrica. Esta ancoragem dos contornos é conhecida como *Zener drag* ou *Zener pinning* [7].

Quando um contorno de grão em migração passa por uma partícula ocorre a formação de um “furo” no contorno, sendo assim este agora possui uma área menor. Para que o contorno passe pela partícula será necessário que esta área seja reconstruída, e com isso ocorre um aumento da energia do contorno. Supondo que o contorno, em um determinado momento, está sendo “furado” por inúmeras partículas uma grande área deverá ser reconstruída. Uma grande quantidade de energia está associada a este fato. Por isto que as partículas dificultam a migração do subcontorno e contorno, pois exercem uma força retardadora (força de arraste) à esta migração [5,6,14,21]. Uma dispersão de partículas finas possui um maior efeito retardador comparado com partículas grosseiras, e se elas estiverem localizadas preferencialmente nos contornos de grão, a invés de distribuídas uniformemente, a força retardadora será ainda maior [14].

Os mecanismos de recuperação são afetados pelas partículas de segunda fase de várias maneiras. Durante a aniquilação e rearranjo das discordâncias para formar os contornos de baixo ângulo, as partículas podem ancorar as discordâncias individualmente, assim, inibir esta fase da recuperação. Uma dispersão de partículas finas pode exercer um forte efeito de ancoragem nos subcontornos [6]. A Figura 3.7 (a) mostra partículas nanométricas ancorando contornos de subgrão, para a superliga INCOLOY MA 956 processada por forjamento rotativo [24].

Na recristalização partículas pequenas (menores que 100 nm) e pouco espaçadas retardam ou podem inibir completamente esta etapa [6]. Partículas termicamente estáveis e com espaçamento suficientemente pequeno podem preservar a microestrutura deformada/recuperada até temperaturas próximas a de fusão da matriz [6]. Por comparação, as ligas que contêm partículas maiores (maior que 1 μm), as quais são largamente espaçadas, mostram uma recristalização acelerada em comparação com a matriz [7,6]. Na Figura 3.7 (b) é mostrado um contorno de alto ângulo em migração sendo ancorado pelas partículas [25].

Figura 3.7 - Microscopia eletrônica de transmissão da superliga INCOLOY MA 956 processadas por forjamento rotativo e recozidas a 800 °C por 1 hora: (a) partículas situadas junto à contornos de subgrão da amostra deformada com 61% de redução de área; (b) partículas ancorando a migração do contorno de alto ângulo da deformada com 72% de redução de área

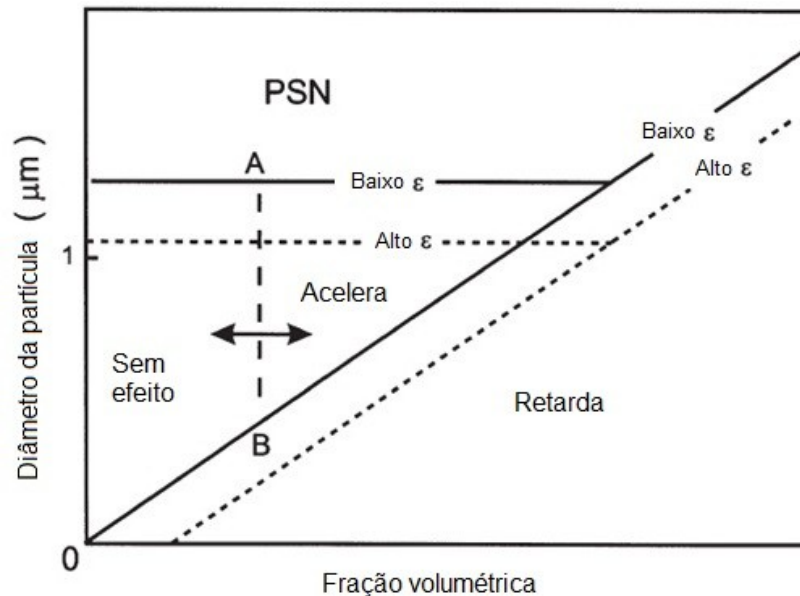


Fonte: (a) HUPALO, M. F. **Estudos de encruamento, recristalização e textura na superliga INCOLOY MA 956**. 2003, 134 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003, p. 110.
 (b) HUPALO, M. F.; PADILHA, A. F.; SANDIM, H. R. Z.; KLIAUGA, A. M. Cold Swaging, Recovery and Recrystallization of Oligocrystalline INCOLOY MA 956—Part II: Annealed State. *ISIJ International*, v. 44, p.1902-1910, 2004

Algumas investigações experimentais mostram que a transição entre a aceleração e o retardo da recristalização é principalmente uma função da fração volumétrica (FV) e o raio da partícula (r). De uma forma geral, o retardo da recristalização ocorre quando o parâmetro FV/r for maior que aproximadamente $0,2 \mu\text{m}^{-1}$, isto ocorre para partículas pequenas e em grande fração volumétrica. Se FV/r é inferior a este valor, encontra-se frequentemente que a recristalização é acelerada em comparação com a matriz livre de partículas, mesmo quando as partículas são demasiadamente pequenas para a recristalização por nucleação estimulada por partículas (PSN) ocorra. Para o cálculo, a FV é utilizada em número decimal, não em porcentagem. A Figura 3.8 demonstra a transição entre a aceleração e o retardo da recristalização, e também, a ocorrência de PSN em função do tamanho e da fração volumétrica da partícula. A posição da linha AB depende da quantidade de recuperação dinâmica que o metal sofre, e ela move-se

para a direita para maior recuperação dinâmica, e ϵ corresponde a deformação prévia que o material passou [6].

Figura 3.8 - Diagrama esquemático do efeito do tamanho de partícula, fração volumétrica e deformação prévia sobre a cinética de recristalização e mecanismo

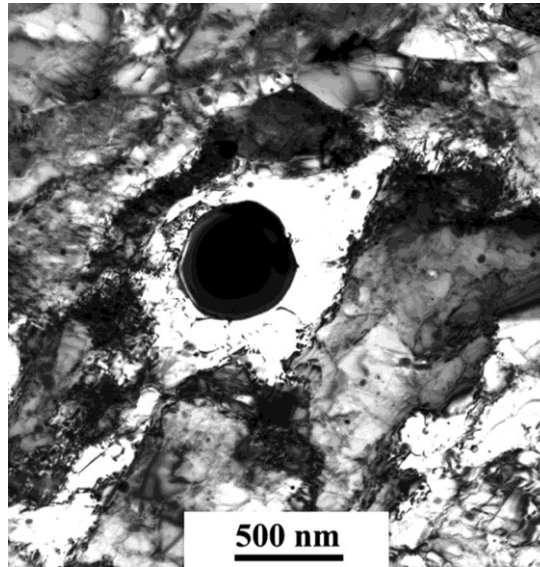


Fonte: Adaptado de HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004, p. 290

O fenômeno de PSN ocorre em partículas grandes [7,6]. Ao redor dessas partículas grosseiras é acumulada uma maior quantidade de defeitos durante a deformação plástica. Estruturas complexas de discordâncias são formadas e ocorre a rotação da matriz ao seu redor. Estas regiões são conhecidas como *deformation zones* [8]. As partículas geralmente possuem diâmetro superior a 1 μm [7,6], porém, alguns estudos mostram que o tamanho da partícula não é o parâmetro mais importante para que ocorra este fenômeno, e sim, a desorientação no reticulado e a formação de estruturas complexas de discordâncias ao redor de partículas indeformáveis [8]. E também, a formação das *deformation zones* depende da morfologia das partículas, isto é, partículas esféricas ou retangulares levam a formação de diferentes estruturas de deformação nas suas vizinhanças [8]. A nucleação da recristalização é facilitada devido ao grande acúmulo de defeito ao redor dessas partículas. As regiões da matriz ao redor das partículas recuperam e recristalizam muito mais rápido que o restante da matriz, por isto, este mecanismo é conhecido por PSN [8]. A Figura 3.9 mostra o fenômeno de PSN em uma superliga INCOLOY MA 956 ocorrendo em uma partícula com tamanho aproximado de 500

nm [25].

Figura 3.9 - Nucleação estimulada por partícula em uma superliga INCOLOY MA 956 deformada com 72% de redução de área por forjamento rotativo e recozida a 800 °C por 1 hora. Microscopia eletrônica de transmissão



Fonte: HUPALO, M. F.; PADILHA, A. F.; SANDIM, H. R. Z.; KLIAUGA, A. M. Cold Swaging, Recovery and Recrystallization of Oligocrystalline INCOLOY MA 956—Part II: Annealed State. *ISIJ International*, v. 44, p.1902-1910, 2004

Em ligas que possuem tamanho de partículas bimodal, as partículas grandes irão acelerar a recristalização e partículas pequenas atrasar. Devido ao ancoramento dos contornos, a cinética de recristalização é governada pelas partículas pequenas, sendo assim, a recristalização será atrasada [7].

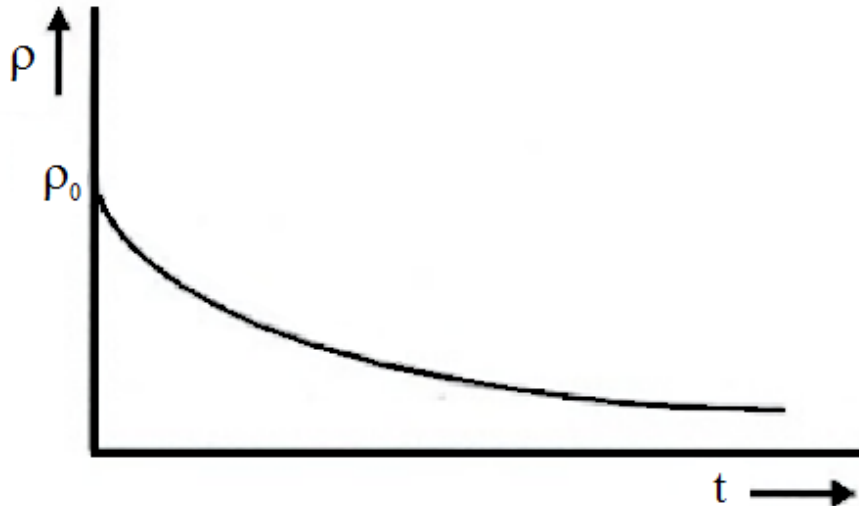
3.4.2 Cinética de recuperação

A recuperação ocorre em temperaturas inferiores a de recristalização, por isto, os estudos de recuperação são realizados em baixas temperaturas, onde a recristalização não ocorre ou é muito lenta. A cinética de recuperação pode ser calculada com auxílio da Equação 2 [5]:

$$\frac{1}{\rho} - \frac{1}{\rho_0} = k \cdot t \quad (2)$$

onde ρ é a densidade de discordâncias no tempo t , ρ_0 a densidade inicial de discordâncias, k uma constante e t é o tempo de recozimento. A Figura 3.10 é um gráfico representativo da cinética de recuperação [5].

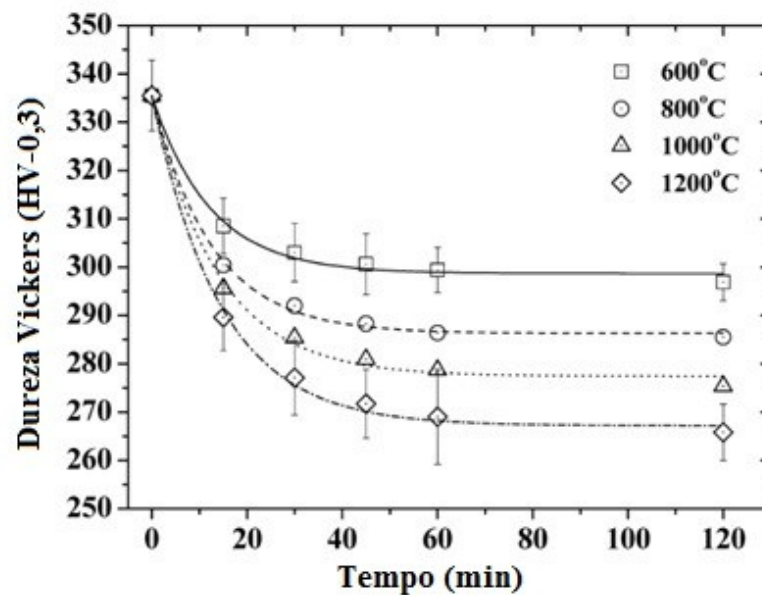
Figura 3.10 - Cinética de recuperação de um metal encruado



Fonte: PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3. ed. revisada e ampliada. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005, p. 32

Normalmente a cinética de recuperação é quantificada através de medidas indiretas, como por exemplo, medidas de dureza Vickers por microimpressão [5]. Um exemplo desta aplicação é dado na Figura 3.11, a qual mostra a cinética de recuperação da superliga INCOLOY MA 956 conformada por forjamento rotativo e tratada termicamente em diferentes temperaturas. Neste trabalho, as medidas de dureza Vickers por microimpressão foram realizadas nas regiões que sofreram apenas recuperação, isto é, os locais não recristalizados [25].

Figura 3.11 - Cinética de recuperação em diferentes temperaturas da superliga incoloy MA 956 deformada com 61% de redução de área por forjamento rotativo



Fonte: Adaptado de HUPALO, M. F.; PADILHA, A. F.; SANDIM, H. R. Z.; KLIAUGA, A. M. Cold Swaging, Recovery and Recrystallization of Oligocrystalline INCOLOY MA 956—Part II: Annealed State. *ISI International*, v. 44, p.1902-1910, 2004

3.4.3 Cinética de recristalização

A recristalização, assim como outras reações no estado sólido, pode ser descrita como um processo de nucleação e crescimento [5,6]. Os núcleos são formados a uma taxa de nucleação $\dot{N}$ (número de núcleos formados por unidade de tempo, por unidade de volume), e crescem a uma velocidade G sobre a matriz. Com o aumento da fração volumétrica recristalizada, X_V , começa a ocorrer o *impingement* dos novos grãos formados, sendo assim, a taxa de recristalização tende a zero, e a fração recristalizada tende a um [6].

Admitindo que os núcleos formados sejam esféricos, de raio r , em um tempo de recozimento t , tem-se [5,6]:

$$r = G \cdot t \quad (3)$$

Com o passar do tempo, a fração recristalizada varia conforme a equação

abaixo:

$$\frac{dX_V}{dt} = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot \dot{N} \cdot (1 - X_V) \quad (4)$$

No segundo termo da Equação 4 o termo $(1 - X_V)$ foi adicionado para compensar a superposição no crescimento de vários núcleos próximos. Substituindo a Equação 3 na 4 e integrando ambos os termos:

$$\int \frac{dX_V}{(1 - X_V)} = \int \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot G^3 \cdot t^3 \cdot \dot{N} \cdot dt \quad (5)$$

$$-\ln(1 - X_V) = \frac{\pi}{3} \cdot G^3 \cdot \dot{N} \cdot t^4 \quad (6)$$

Isolando o termo X_V da Equação 6:

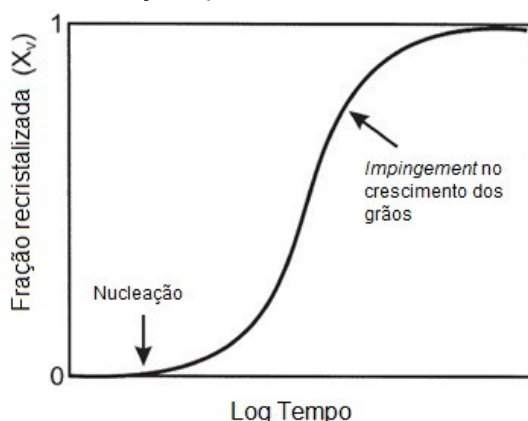
$$X_V = 1 - \exp \left(-\frac{\pi}{3} \cdot G^3 \cdot \dot{N} \cdot t^4 \right) \quad (7)$$

A Equação 7 normalmente é apresentada na forma:

$$X_V = 1 - \exp (-k \cdot t^n) \quad (8)$$

onde n e k são constantes, sendo n conhecido como expoente de Avrami [5,6,23], e a Equação 8 é conhecida como equação de Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK). A equação descreve uma curva do tipo sigmoidal como mostrado na Figura 3.12 [5,6]. O modelo descrito acima considera um recozimento isotérmico [6].

Figura 3.12 - Cinética de recristalização típica durante o recozimento isotérmico



Fonte: Adaptado de HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004, p. 218

Nas equações acima o expoente de Avrami, n , é igual a 4, pois considera que o crescimento ocorre em três dimensões e a taxa de nucleação e crescimento são constantes durante toda nucleação [6].

Essas análises consideram que o grão cresceu em três dimensões até o *impingement*. No caso que o crescimento deste possua alguma restrição, em que ele cresça apenas em uma ou duas dimensões o expoente da Avrami é dado na Tabela 3.3 [6].

Tabela 3.3 - Expoentes JMAK ideais

Dimensão do crescimento	Saturação de sítios	Expoente de Avrami (n)
3D	3	4
2D	2	3
1D	1	2

Fonte: HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004, p. 234

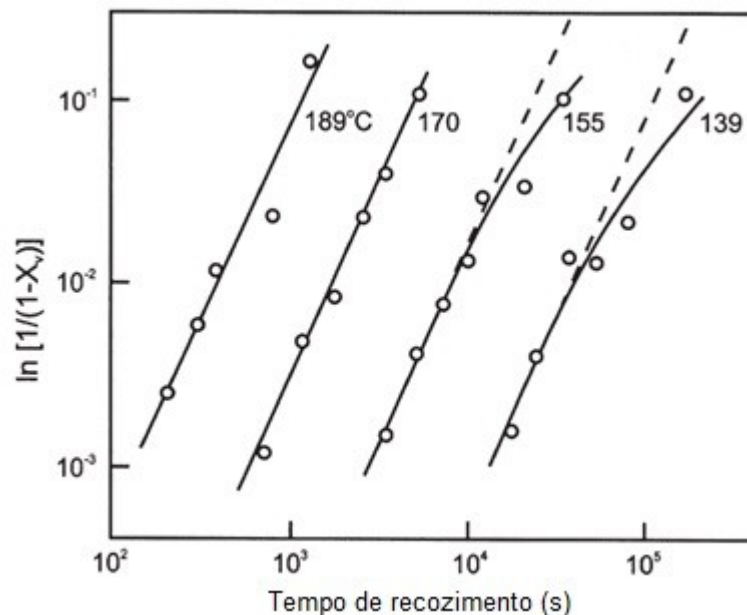
Expoentes de Avrami inferiores são esperados em aços. Estes desvios ocorrem devido as heterogeneidades na microestrutura, como heterogeneidades de deformação, contornos de grão, partículas grosseiras. Ocorre assim, uma distribuição heterogênea de sítios de nucleação [26]. Encontrar dados experimentais que tenham uma concordância com a equação JMAK é raro [6].

Uma forma de determinar o expoente de Avrami é lançar os valores de fração volumétrica recristalizada em função do tempo no gráfico $\log[1/(1-X_v)] \times \log(t)$. A curva obtida neste gráfico deve ser uma reta para que a equação JMAK (Equação 7)

seja obedecida, e o coeficiente angular desta é o valor de n [5,6,23].

A Figura 3.13 é um exemplo desta linearização da equação JMAK. Pode ser observado no gráfico que para as temperaturas de 155 °C e 139 °C existe um desvio da equação, isto ocorre devido a diminuição do valor de n . Está ocorrendo um atraso na cinética de recristalização para os tempos mais longos, porque o potencial termodinâmico foi gasto na recuperação do material, assim a velocidade de crescimento cai com o passar do tempo. Então, este desvio ocorre devido à intensa recuperação que ocorre durante a recristalização. Desvios da equação JMAK são mais frequentes para os materiais que possuem uma alta EDE, pois devido a maior mobilidade das suas discordâncias, a recuperação ocorre de forma mais intensa, diminuindo o potencial para a recristalização [5,6].

Figura 3.13 - Curva $\ln [1/(1-X_v)]$ em função do tempo (log) para o alumínio contendo 0,0068% de cobre, deformado 40% por laminação



Fonte: Adaptado de HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004, p. 235

3.4.4 Fatores que afetam a cinética de recristalização

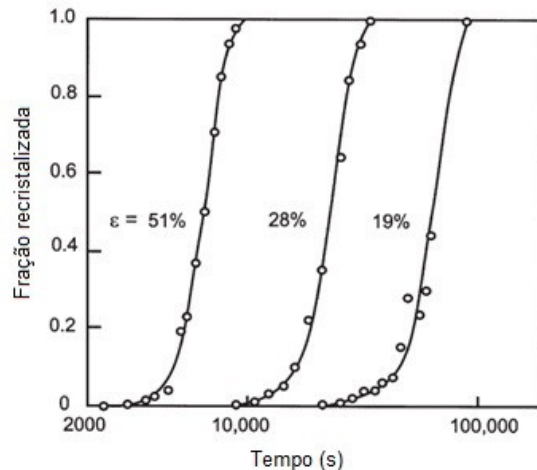
Diversos fatores afetam a cinética de recristalização de várias formas diferentes, dentre eles: estrutura deformada, tamanho do grão inicial, orientação dos grãos, solutos, partículas, temperatura de deformação e temperatura de

recozimento. Uma descrição mais detalhada de cada um desses fatores é dada a seguir [5,6,21,26,17]:

a) A estrutura deformada

Na deformação plástica a energia é armazenada no material na forma de defeitos, e quanto maior a deformação maior é o número de defeitos introduzidos no material. Então, quanto maior a deformação, maior a densidade de defeitos e menor o tempo para que ocorra a recristalização, como é mostrado na Figura 3.14.

Figura 3.14 – O efeito da tensão de tração sobre a cinética de recristalização de alumínio recozido a 350 °C



Fonte: Adaptado de HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004, p. 222

Entretanto, abaixo de um grau de encruamento crítico não se nota o aparecimento do fenômeno de recristalização. A primeira lei da recristalização, proposta por Burke e Turnbull [6], diz que: “Para que a recristalização ocorra, é necessária uma deformação mínima”.

b) O tamanho do grão inicial

Os contornos de grão são locais preferenciais pra nucleação da recristalização. Então, materiais com grãos finos recristalizam mais rapidamente que materiais com grãos grosseiros, já que estes possuem uma menor quantidade de contornos que aqueles.

c) A orientação dos grãos

Nos materiais policristalinos a cinética de recristalização é afetada tanto pela textura do material inicial como da textura após a deformação. Grãos deformados com orientação tipo fibra γ nucleiam antes que aqueles com orientação tipo fibra α , devido a sua maior energia acumulada.

d) Solutos

Eles normalmente aumentam a temperatura de recristalização, devido a sua interação com as discordâncias (formação de atmosfera) dificultando a formação e crescimento dos núcleos para recristalização. Eles não são tão efetivos quanto às partículas para ancorar os contornos de grão, porque enquanto estes são imóveis, os átomos de soluto movimentam-se por difusão e acompanham a movimentação dos contornos. Também a adição de determinados átomos de soluto pode alterar a EDE de diversos metais, com isto, influenciando a distribuição de discordâncias no material, que por sua vez, influencia a nucleação e cinética de recristalização.

e) Partículas

Partículas afetam a cinética de recristalização de formas diferentes, que dependem principalmente do seu tamanho e fração volumétrica. De uma forma geral, partículas finas atrasam a recristalização devido ao ancoramento mais efetivo dos contornos de grão. Já as partículas grosseiras tendem a acelerar a recristalização, principalmente por PSN. A influência das partículas na recristalização foi tratada de forma mais detalhada na seção 3.3.1.

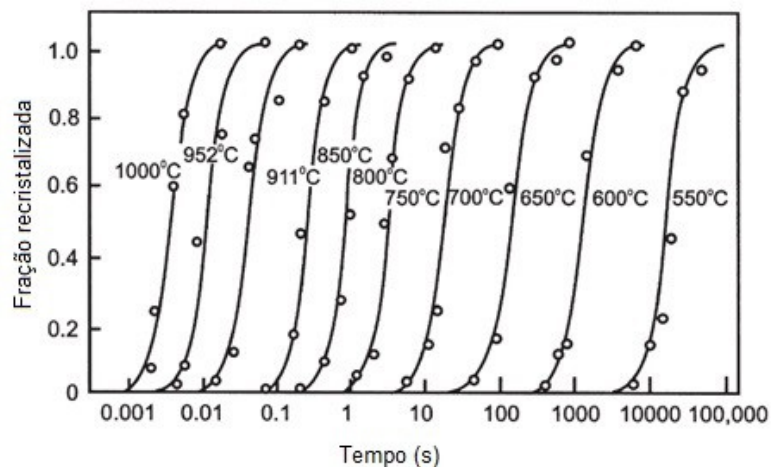
f) Temperatura de deformação

Quando a deformação é feita em temperaturas elevadas, ocorre a recuperação do material, então, no final da deformação, menor será a energia armazenada no material. Assim a recristalização ocorrerá em maior tempo e/ou temperatura, comparado com o mesmo material deformado com a mesma taxa, porém, com menor temperatura de deformação. A sexta lei da recristalização [6], expõe que: “para um dado grau de redução, quanto maior a temperatura de deformação, maior é a temperatura de recristalização e maior é o tamanho de grão final”.

g) Temperatura de recozimento

A cinética de recristalização é fortemente dependente da temperatura de recozimento. Este fenômeno é visualizado na Figura 3.15, onde maiores temperaturas de recozimento levam a uma recristalização em um menor tempo. Isto ocorre porque em maiores temperaturas uma maior energia é fornecida ao material.

Figura 3.15 – O efeito da temperatura de recozimento sobre o recozimento da liga de Fe-3,5%Si deformado 60%



Fonte: Adaptado de HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004, p. 230

3.5 TEXTURA

Materiais policristalinos onde os grãos apresentam orientação preferencial são conhecidos como materiais com textura [27]. A textura pode ser definida como a condição onde a distribuição de orientação em um material policristalino não é aleatória [5,15]. Agregados policristalinos que não apresentem uma orientação preferencial são dificilmente encontrados nos materiais processados industrialmente assim como nos materiais naturais [5,28]. A importância da textura para os materiais deve-se ao fato de as propriedades deles normalmente estão relacionadas com a textura, como por exemplo, ductilidade, módulo de elasticidade, tenacidade, permeabilidade magnética e condutividade elétrica [27].

A textura de um metal ou liga pode ser desenvolvida durante uma ou mais

operações de processamento, como na fundição, conformação mecânica e recozimento. Na conformação mecânica a deformação plástica ocorre por deslizamentos de determinados planos cristalográficos principalmente. E durante este processo os grãos sofrem rotações para orientações favoráveis, formando assim a textura de deformação. No recozimento de metais deformados, normalmente ocorre recuperação e/ou recristalização. Durante a recuperação a modificação da textura é pequena ou nenhuma. A recristalização pode ou não alterar a textura de deformação, podendo levar à ausência de textura ou desenvolvendo componentes de texturas excessivamente intensos, denominados textura de recristalização [5,28].

3.5.1 Representações da textura cristalográfica

Neste trabalho os resultados de textura serão apresentados por dois métodos: figuras de pólo diretas e função de distribuição de orientação (FDO). Uma figura de pólo é uma projeção estereográfica que mostra a variação da densidade de pólos para um determinado conjunto de planos cristalinos. Para o caso de um material com grãos de orientações aleatórias os pólos estarão distribuídos uniformemente na projeção. Mas, se os grãos possuem orientações preferenciais, os pólos estarão aglomerados ao redor dessas orientações [5].

As figuras de pólo são muito úteis para descrever a textura, porém, as informações que elas contêm são incompletas e semi-quantitativas [5,6,15]. Uma descrição mais completa deve incluir informação sobre a distribuição das orientações por um plano e uma direção $\{hkl\}<uvw>$, assim como a frequência que ela ocorre. Isto pode ser obtidos com a FDO [5,15].

Na FDO o espaço tridimensional é definido por três ângulos de Euler, φ_1 , ϕ e φ_2 . Esses ângulos constituem um conjunto de rotações consecutivas que aplicadas aos eixos da célula cristalina do material tornam os mesmos coincidentes com os eixos da amostra [5,6,15]. A FDO pode ser calculada a partir de figuras de pólos diretas ou medidas de forma direta através da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) [5].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS UTILIZADOS

Neste trabalho foram utilizados dois aços de matriz ferrítica, sendo um aço SAE 1006 e um aço ARBL LNE 380, ambos cedidos pela empresa Mangels Indústria e Comércio Ltda. Estes foram recebidos na forma de chapas cortadas a partir de bobinas laminadas à quente. As espessuras das chapas dos aços SAE 1006 e LNE 380 eram 6,40 mm e 4,10 mm, respectivamente. As composições químicas analisadas por espectrometria de emissão ótica dos aços em estudo são dadas na Tabela 4.1. As ligas atendem as especificações de composição.

Tabela 4.1 - Composições químicas analisadas (% em peso) dos aços SAE 1006 e LNE 380

Elemento	Composição (%)	
	SAE 1006	LNE 380
Carbono	0,0440	0,0900
Enxofre	0,0120	0,0022
Manganês	0,2860	1,0300
Silício	0,0050	0,0670
Alumínio	0,0400	0,0420
Fósforo	0,0080	0,0180
Titânio	-	0,0020
Nióbio	-	0,0319
Vanádio	-	0,0020
Ferro	Balanço	Balanço

Fonte: Mangels Indústria e Comércio Ltda

4.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

4.2.1 Análise dilatométrica

As análises dilatométricas tiveram por objetivo determinar as temperaturas A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3} , para certificar que os tratamentos térmicos (TT) seriam realizados apenas do campo ferrítico. Os corpos de prova foram usinados na forma de cilindros com 4 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento. O ensaio foi realizado no Complexo de Laboratórios Multiusuários (CLABMU) da Universidade Estadual de Ponta Grossa em um dilatômetro SETARAM Instrumentation - SETSYS evo. A taxa de aquecimento utilizada foi de 10 °C/min, até a temperatura de 1.000 °C, a qual foi mantida por 60 s para completa homogeneização. Na sequência, os corpos de prova foram resfriados em uma taxa de 10 °C/min até a temperatura ambiente. O ensaio foi realizado em atmosfera de argônio.

4.2.2 Laminação de amostras

Neste trabalho os resultados serão apresentados em termos de redução de espessura e deformação verdadeira. A redução de espessura aplicada por passe (red) é calculada com auxílio da Equação 9 e a deformação verdadeira (ε) por meio da Equação 10.

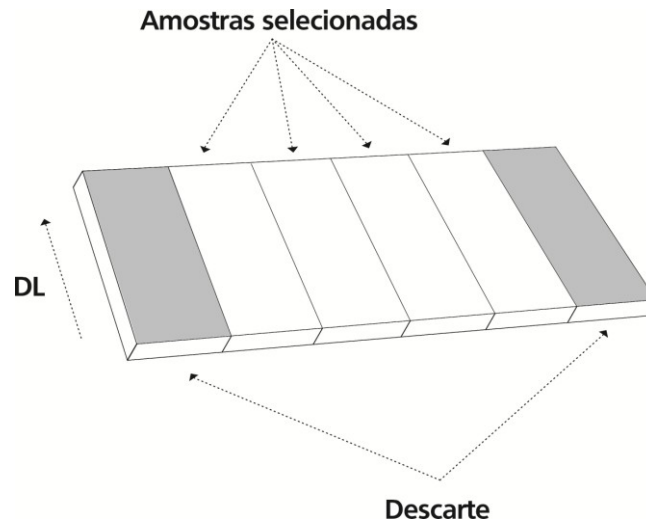
$$red = \frac{h_0 - h_f}{h_0} \times 100 \quad (9)$$

$$\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h_f} \quad (10)$$

Para a etapa de laminação as amostras foram cortadas inicialmente em tiras com 20 mm de largura em serra fita refrigerada, instalada no Departamento de

Física da Universidade Estadual de Ponta Grossa. As bordas da chapa foram descartadas conforme ilustra a Figura 4.1, onde DL é a direção de laminação.

Figura 4.1 - Representação esquemática do corte das amostras em tiras para laminação



Fonte: A autora

As amostras foram processadas em temperatura ambiente, em um laminador de laboratório da marca FENN modelo 042/4-046, com diâmetro dos cilindros de 108 mm, instalado no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG). De agora em diante todos os equipamentos utilizados estão instalados no DEMA/UEPG, salvo os casos onde seja dito o contrário.

Os planejamentos de laminação para os aços LNE 380 e SAE 1006 são apresentadas na Tabela 4.2 e 4.3, respectivamente. Os passes destacados em vermelho, amostras laminadas a frio até 50% e 70% de redução em espessura ($\epsilon = 0,7$ e $\epsilon = 1,2$; respectivamente), foram as deformações utilizadas para o estudo da cinética de recristalização. Já as demais deformações foram utilizadas principalmente para levantar as curvas de encruamento dos materiais. Esses graus de deformação foram escolhidos para o estudo por serem comumente utilizados na indústria, e por haver diversos trabalhos na literatura usando níveis de deformações semelhantes.

Tabela 4.2 - Planejamento de laminação a frio do aço LNE 380, frequência de 20 rpm

Passe	h_0 (mm)	h_f (mm)	Δ por passe	Redução por passe (%)	Redução acumulada (%)	Deformação verdadeira (ϵ) acumulada
1	4,10	3,65	0,56	10	10	0,12
2	3,65	3,25	0,52	10	20	0,23
3	3,25	2,85	0,46	12	30	0,36
4	2,85	2,45	0,40	14	40	0,51
5	2,45	2,05	0,34	16	50	0,69
6	2,05	1,60	0,26	21	60	0,94
7	1,60	1,20	0,21	25	70	1,23
8	1,20	0,80	0,15	33	80	1,63
9	0,80	0,40	0,09	50	90	2,33

Fonte: A autora

Tabela 4.3 - Planejamento de laminação a frio do aço SAE 1006, frequência de 20 rpm

Passe	h_0 (mm)	h_f (mm)	Δ por passe	Redução por passe (%)	Redução acumulada (%)	Deformação verdadeira (ϵ) acumulada
1	6,40	5,75	0,73	10	10	0,11
2	5,75	5,10	0,65	11	20	0,23
3	5,10	4,45	0,57	12	30	0,36
4	4,45	3,80	0,49	14	40	0,52
5	3,80	3,20	0,43	15	50	0,69
6	3,20	2,50	0,33	21	60	0,94
7	2,50	1,90	0,27	24	70	1,21
8	1,90	1,25	0,19	34	80	1,63
9	1,25	0,60	0,11	52	90	2,37

Fonte: A autora

Neste trabalho utilizaram-se sequências de passes diferentes para a mesma redução de espessura final com o objetivo de avaliar as diferenças obtidas na textura de deformação. Quando uma deformação final é atingida em menos passes, maior é a deformação em cada passe, e isso é atingido com maiores tensões que

causam um maior cisalhamento no material laminado, principalmente na superfície, podendo alterar a textura de deformação.

A Tabela 4.4 é o planejamento de laminação do aço LNE 380, sendo este a sequência com mais passes para a obtenção da mesma deformação final. Os passes destacados em vermelho são as deformações para o estudo da textura.

Tabela 4.4 - Planejamento de laminação a frio do aço LNE 380, frequência de 15 rpm, sequência com mais passes

Passe	h_0 (mm)	h_f (mm)	Δ por passe	Redução por passe (%)	Redução acumulada (%)	Deformação verdadeira (ϵ) acumulada
1	4,10	3,95	1,00	4	4	0,04
2	3,95	3,80	0,96	4	7	0,08
3	3,80	3,60	0,80	5	12	0,13
4	3,60	3,45	0,88	4	16	0,17
5	3,45	3,30	0,84	4	20	0,22
6	3,30	2,95	0,51	11	28	0,33
7	2,95	2,75	0,61	7	33	0,40
8	2,75	2,55	0,57	7	38	0,47
9	2,55	2,40	0,61	6	41	0,54
10	2,40	2,15	0,44	10	48	0,65
11	2,15	2,05	0,64	5	50	0,69
12	2,05	1,90	0,49	7	54	0,77
13	1,90	1,80	0,56	5	56	0,82
14	1,80	1,65	0,43	8	60	0,91
15	1,65	1,55	0,49	6	62	0,97
16	1,55	1,35	0,31	13	67	1,11
17	1,35	1,20	0,32	11	71	1,23
18	1,20	1,10	0,35	8	73	1,32
19	1,10	0,90	0,22	18	78	1,52
20	0,90	0,80	0,26	11	80	1,63
21	0,80	0,60	0,15	25	85	1,92
22	0,60	0,45	0,13	25	89	2,21

Fonte: A autora

A Tabela 4.5 é o planejamento de laminação do aço LNE 380, sendo este a sequência com menos passes para a obtenção da mesma deformação final. Os passes destacados em vermelho são as deformações para o estudo da textura. O planejamento inicial para esta sequência continha menos passes, porém, devido a limitação do laminador utilizado, que possuía rolos de pequeno diâmetro, impossibilitou grandes reduções por passe, porque a condição de mordida e arraste não era atingida.

Tabela 4.5 - Planejamento de laminação a frio do aço LNE 380, frequência de 10 rpm, sequência com menos passes

Passe	h_0 (mm)	h_f (mm)	Δ por passe	Redução por passe (%)	Redução acumulada (%)	Deformação verdadeira (ϵ) acumulada
1	4,10	3,20	0,37	22	22	0,25
2	3,20	2,60	0,36	19	37	0,46
3	2,60	2,05	0,30	21	50	0,69
4	2,05	1,50	0,23	27	63	1,01
5	1,50	1,20	0,24	20	71	1,23
6	1,20	0,80	0,15	33	80	1,63
7	0,80	0,60	0,15	25	85	1,92
8	0,60	0,40	0,11	33	90	2,33

Fonte: A autora

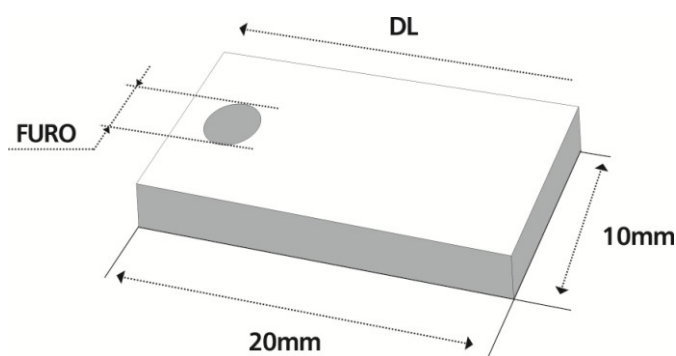
4.2.3 Tratamentos térmicos de recozimento

Com o objetivo de avaliar a cinética de recristalização foram realizados TT de recozimento para as amostras deformadas até 50% e 70% de redução em espessura.

Os TT foram divididos em duas etapas. Na primeira realizaram-se TT prospectivos para determinar os intervalos de tempo e temperaturas adequados ao estudo das cinéticas de recuperação de recristalização, os quais foram utilizados para os próximos TT.

Para isto as amostras foram cortadas em disco diamantado nas dimensões de 10 mm x 20 mm x h_f mm (largura x comprimento x espessura). As amostras que foram tratadas em banho metálico possuíam um furo próximo à extremidade para auxiliar durante a amarração. A Figura 4.2 ilustra o modelo de corpo de prova utilizado para o TT em banho.

Figura 4.2 - Representação esquemática das amostras laminadas utilizadas para os tratamentos de recozimento



Fonte: A autora

Nos TT prospectivos as amostras com 50% e 70% de redução de espessura foram recozidas em forno tubular, em vácuo com cavacos de titânio, por 15 minutos, nas temperaturas de 500 °C, 550 °C, 600 °C, 650 °C e 700 °C, seguido de resfriamento em água. Os cavacos de titânio foram utilizados para a sua oxidação preferencial e proteção das amostras. As amostras foram inseridas no forno previamente aquecido, aguardando a estabilização da temperatura, para então iniciar a contagem dos 15 minutos.

A caracterização destas amostras foi realizada por medidas de dureza Vickers por microimpressão, para a obtenção de curvas de amolecimento e análise metalográfica. A partir desses resultados foram determinadas as melhores temperaturas para o estudo da cinética de recuperação e recristalização.

Os recozimentos para o estudo de cinética foram realizados em banho metálico (70% chumbo e 30% estanho), em um forno tipo poço, nas temperaturas de 600 °C, 650 °C e 700 °C nos tempos de 30 s, 60 s, 120 s, 240 s e 480 s, seguido de resfriamento em água. Após a caracterização das amostras notou-se a necessidade de inserir mais tempos de TT. Para a amostra SAE 1006 deformada até 50 % de redução de espessura, um dos tratamentos adicionais ocorreram na temperatura de

650 °C nos tempos de 45 s e 90 s, e o outro na temperatura de 700 °C no tempo de 45 s. Já para a amostra LNE 380 deformada até 50 % de redução de espessura o tratamento adicional foi realizado na temperatura de 700 °C nos tempos de 160 s e 200 s.

As amostras foram inseridas no banho metálico previamente aquecido e a contagem do tempo foi iniciada, sendo adicionado mais 10 s em cada recozimento, que é o tempo para a estabilização da temperatura na amostra. Este tempo foi determinado com base em trabalhos anteriores, onde amostras contendo um termopar no centro foram tratadas termicamente e o tempo para estabilização da temperatura foi medido com auxílio do Multímetro Datalogger, marca MINIPA, modelo ET 2615, com leitura direta de temperatura para termopar tipo K [29].

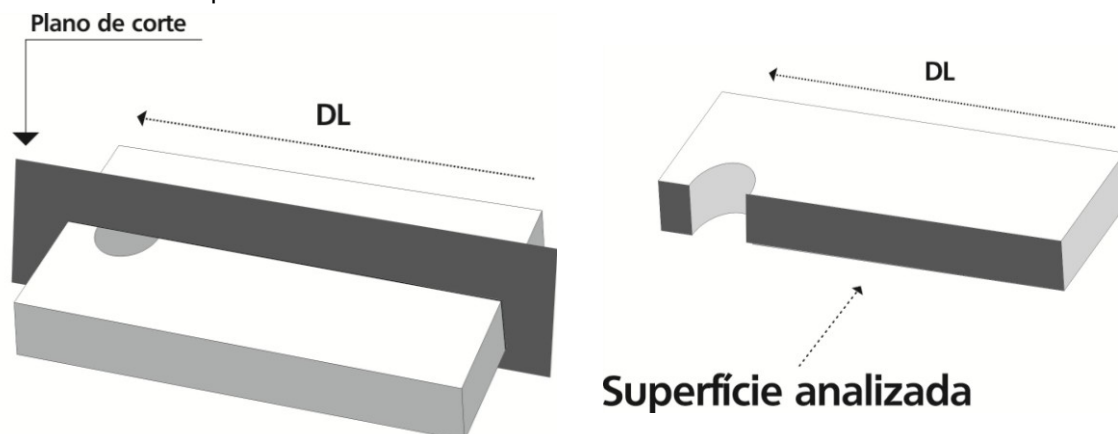
4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.3.1 Preparação metalográfica

As superfícies analisadas, de ambos os materiais em estudo, variam conforme a amostra. No estado inicial foram analisadas as seções longitudinal, transversal e superfície. Para as demais amostras foi analisada apenas a seção longitudinal. As amostras que foram tratadas termicamente, com exceção do tratamento prospectivo, foram cortadas conforme indica a Figura 4.3. As amostras foram cortadas em disco diamantado na máquina Allied, modelo TechCut 4TM.

Para o embutimento foi utilizado baquelite, no embutidor de amostras metalográficas Arotec, modelo PRE-30, utilizando pressão de 200 kgf/cm². Em seguida todas as amostras embutidas passaram pelo lixamento em lixa d'água, seguindo uma sequência de lixas crescentes (80, 100, 150, 240, 320, 400, 600, 1200, 1500, 2000 mesh). Para as amostras que foram submetidas apenas ao ensaio de dureza Vickers por microimpressão a preparação terminou nesta etapa.

Figura 4.3 - Representação esquemática do corte realizado nas amostras recozidas e qual foi a superfície analisada



Fonte: A autora

Para as amostras que foram atacadas com reagente metalográfico o próximo passo foi o polimento com suspensão de alumina com granulometria de 1,0 μm e 0,3 μm . A revelação da microestrutura foi realizada utilizando diferentes reagentes metalográficos, dependendo do objetivo da análise, conforme a Tabela 4.6 [30]. Após os ataques, as amostras foram analisadas pelas técnicas de MO e MEV.

Tabela 4.6 - Reagentes metalográficos utilizados e as respectivas composições

Reagente	Composição	Objetivo
Nital 2%	2 mL de ácido nítrico em 98 mL de álcool etílico	Revelar os contornos de grãos e partículas
Picral 2%	2 g de ácido pícrico em 98 mL de álcool etílico	Revelar os contornos de grãos e partículas
Beraha	3 g de metabissulfito de potássio, 10 g de tiosulfato de sódio e 100 mL de água destilada.	Obter uma maior diferenciação entre as regiões recuperadas e recristalizadas

Fonte: BENSCOTER, A. O.; BRAMFITT, B. L. Metallography and Microstructures of Low-Carbon and Coated Steels. In: **ASM Metals Handbook – Metallography and Microstructures**. V. 9. ASM, 2004. p 1413 e 1414

4.3.2 Microscopia ótica

As análises foram realizadas em um microscópio ótico Olympus, modelo BX51. As imagens obtidas foram utilizadas para determinar o tamanho de grão, frações de cada microestrutura presente (ferrita e perlita) e as frações recristalizadas. As frações volumétricas foram determinadas pelo método da contagem de pontos, sendo utilizado grade com 100 pontos e cinco campos por amostra conforme a norma ASTM E 562-02 (*“Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count”*) [31].

4.3.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV/FEG)

Foram realizadas análises de microscopia eletrônica de varredura para um maior detalhamento da microestrutura dos aços em estudo. Foram utilizados dois microscópios eletrônicos, sendo um da marca SHIMADZU, modelo SSX-550, operando com filamento de tungstênio, e o outro FEG (*“Field Emission Gun”*) da marca TESCAN, modelo MYRA 3, este instalado no CLABMU.

4.3.4 Dureza Vickers

Com o objetivo de avaliar a variação de dureza em função do grau de laminação (curva de encruamento) e também do tempo e temperatura de recozimento (curva de amolecimento), foi realizado o ensaio de Dureza Vickers por microimpressão em durômetro Leica, modelo VMHT Mot, com carga de 300 gf, e um tempo de aplicação de 15 s, nas três seções para as amostras do estado “como recebido” e na seção longitudinal para as demais. Em cada seção foram realizadas 10 medidas diferentes distribuídas de forma homogênea por toda amostra. Para as amostras parcialmente recristalizadas foram realizadas medidas diferentes em regiões apenas recuperadas e recristalizadas. O ensaio foi realizado segundo a

norma ASTM E 384-11 (*“Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials”*) [32].

4.3.5 Macrotextura

A análise da textura cristalográfica realizou-se na superfície das amostras listadas na Tabela 4.7. Os corpos de prova foram cortados nas dimensões de 20 mm x 20 mm x h_f mm (largura x comprimento x espessura) em disco diamantado. Para a preparação da superfície as amostras passaram por lixamento em lixa d'água, seguindo a sequência de 80, 100, 150, 240, 320, 400, 600 mesh. O equipamento utilizado foi um difratômetro Rigaku, modelo DMAX-2000, equipado com câmara multipurpose e goniômetro de textura horizontal, instalado no Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CCTM) do IPEN-CNEN/SP. As texturas foram determinadas utilizando-se radiação Mo K α 1 ($\lambda = 0,7093$ Å).

Tabela 4.7 - Amostras utilizadas para o ensaio de raios x para a análise de texturas cristalográficas

Estado	Amostra
Como recebido	SAE 1006 e LNE 380
Laminadas (Sequência de passe inicial)	SAE 1006 50 %, 70% e 90%; LNE 380 50 %, 70% e 90%
Laminadas (Sequência com mais e menos passes)	LNE 380 50 %, 70% e 90%

Fonte: A autora

4.3.6 Difração de elétrons retroespalhados

O EBSD é uma técnica para medidas de orientação de grão [33]. Neste trabalho ela foi empregada em algumas amostras tratadas termicamente nas condições recuperadas, parcialmente recristalizadas e recristalizadas. As análises foram realizadas em um sistema HKL acoplado ao microscópio eletrônico de

varredura (FEG), mencionado no item 4.3.3, utilizando tensão de 20 kV.

A preparação das amostras foi realizada com o polimento com sílica coloidal, granulometria de 0,05 μm durante aproximadamente 50 min, as quais já estavam devidamente lixadas conforme descrito no item 4.3.1. Estas amostras não passaram por nenhum tipo de ataque metalográfico.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO MATERIAL NO ESTADO COMO RECEBIDO

5.1.1 Microestrutura

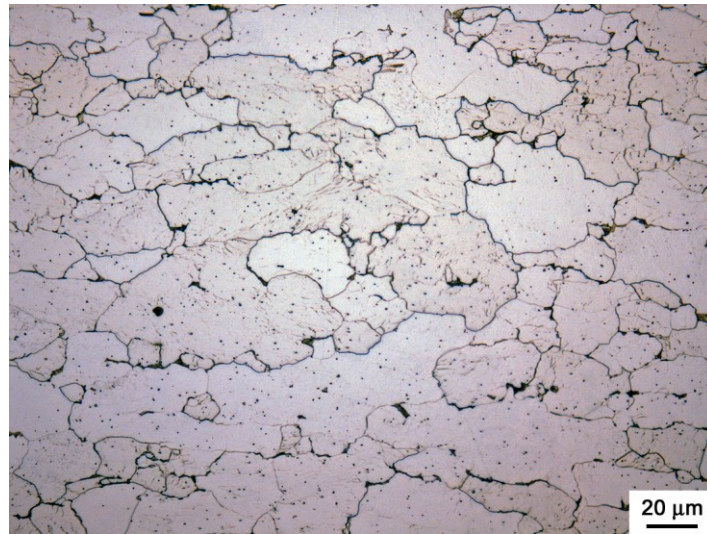
As microestruturas dos aços SAE 1006 e LNE 380 no estado como recebido são mostradas nas Figuras 5.1 e 5.2 (microscopia ótica – MO), respectivamente, sendo (a) seção longitudinal, (b) seção transversal, (c) superfície. As amostras apresentam grão equiaxiais, pois foram retiradas da bobina à quente durante a sua laminação, colônias de perlita e partículas de cementitas isoladas. O tamanho de grão inicial dos aços é apresentado na Tabela 5.1, a qual apresenta o tamanho em μm e o número de tamanho de grão ASTM. O aço SAE 1006 apresenta o diâmetro de grão inicial aproximadamente seis vezes maior que o LNE 380 nas seções longitudinal e transversal, e quinze vezes maior na superfície. O aço SAE 1006 apresenta o tamanho de grão da seção superficial aproximadamente duas vezes e meia maior que nas outras seções, o que ocorre devido ao gradiente de deformação. Já o aço LNE 380 apresenta o tamanho de grão estável possivelmente pela distribuição de partículas, as quais contribuem para uma microestrutura mais homogênea.

Tabela 5.1 - Tamanho de grão dos aços SAE 1006 e LNE 380 no estado “como recebido”

Aço	SAE 1006		LNE 380	
	Diâmetro do grão (μm)	Tamanho de grão ASTM	Diâmetro do grão (μm)	Tamanho de grão ASTM
Longitudinal	25 ± 3	8	$4 \pm 0,5$	13
Transversal	24 ± 3	8	$4 \pm 0,5$	13
Superfície	60 ± 6	5	$4 \pm 0,5$	13

Fonte: A autora

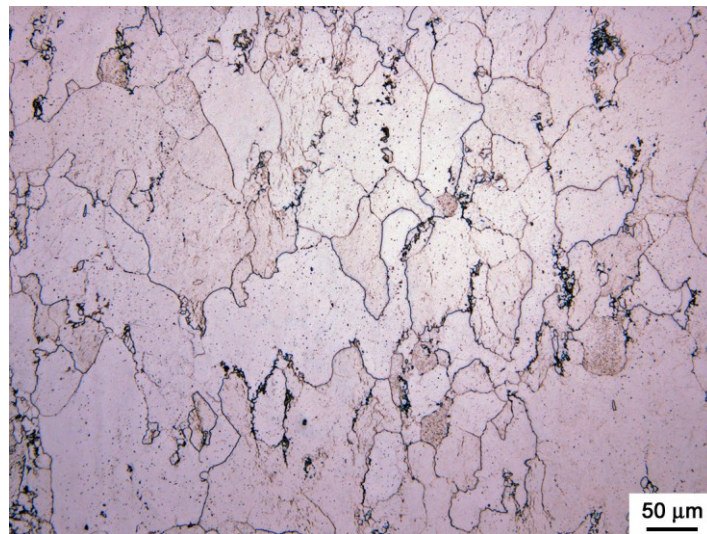
Figura 5.1 - Aço SAE 1006 no estado “como recebido”, reagente metalográfico nital 2% (MO):
(a) seção longitudinal; (b) seção transversal; (c) superfície



(a)



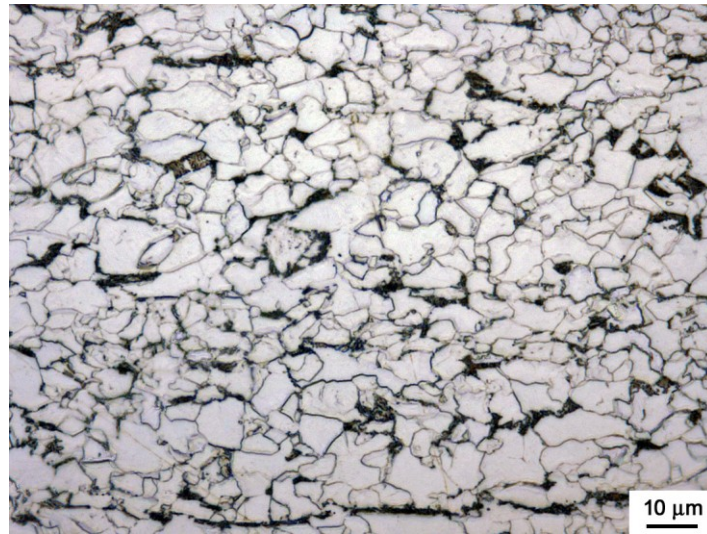
(b)



(c)

Fonte: A autora

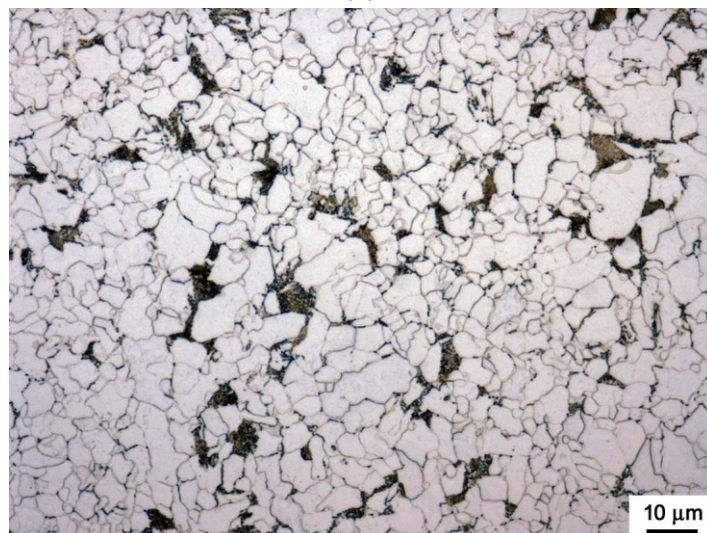
Figura 5.2 - Aço LNE 380 no estado “como recebido”, reagente metalográfico nital 2% (MO): (a) seção longitudinal; (b) seção transversal; (c) superfície



(a)



(b)

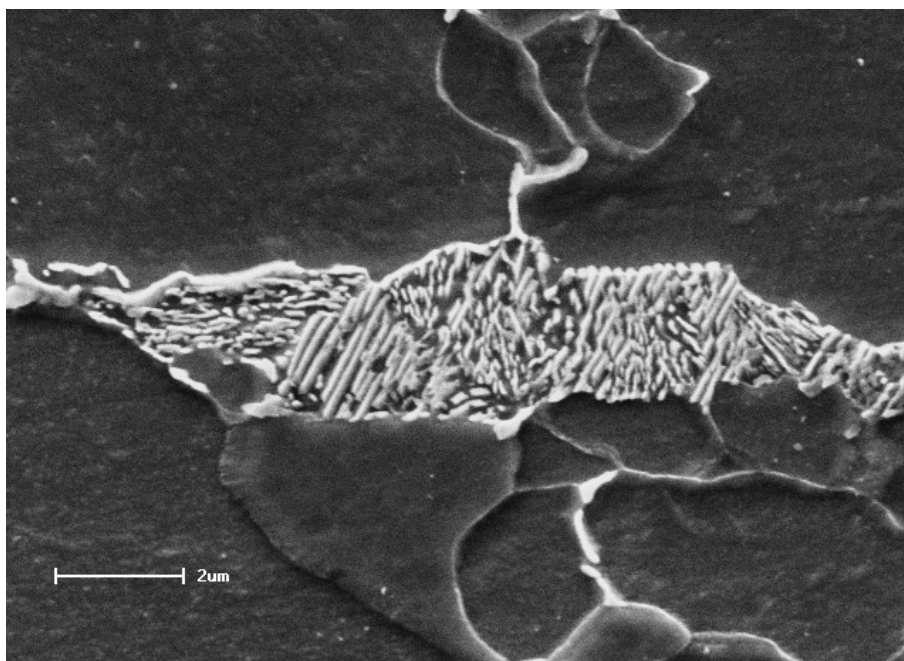


(c)

Fonte: A autora

Os dois materiais apresentam microestrutura composta de ferrita e perlita, sendo que o aço SAE 1006 possui 2,5% de perlita e o LNE 380 tem 7% de perlita. O aço LNE 380 também foi caracterizado no estado “como recebido” por MEV, a Figura 5.3 mostra detalhes da perlita no aço, a qual possui lamelas finas. Em todas as seções a perlita apresenta a mesma morfologia.

Figura 5.3 - Aço LNE 380 no estado “como recebido”, seção transversal, reagente metalográfico nital 2% (MEV)



Fonte: A autora

Os valores de dureza Vickers dos aços no estado “como recebido” são listados na Tabela 5.2. O aço LNE 380 apresenta maiores valores de dureza que o aço SAE 1006 como era esperado, devido a presença de um maior número de partículas finas e menor tamanho de grão no aço microligado [1]. Na seção longitudinal o aço LNE 380 possui dureza 15% maior que o SAE 1006.

Tabela 5.2 - Valores de dureza Vickers por microimpressão dos aços SAE 1006 e LNE 380 no estado “como recebido”

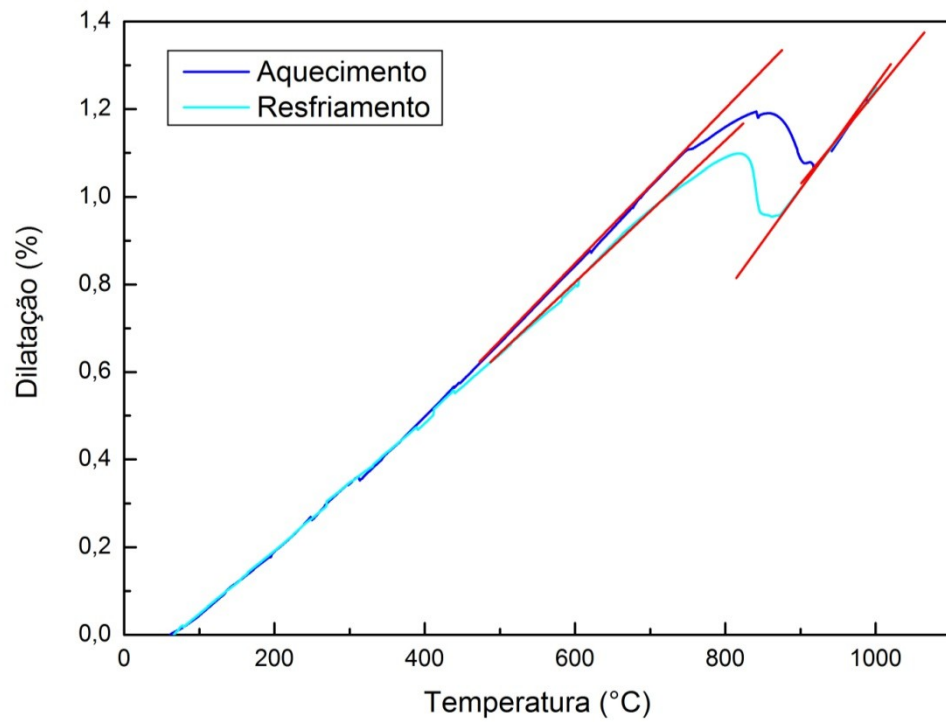
Aço	Dureza Vickers por microimpressão (HV-0,3)		
	Longitudinal	Transversal	Superfície
SAE 1006	158 ± 6	145 ± 8	132 ± 3
LNE 380	181 ± 5	181 ± 7	185 ± 7

Fonte: A autora

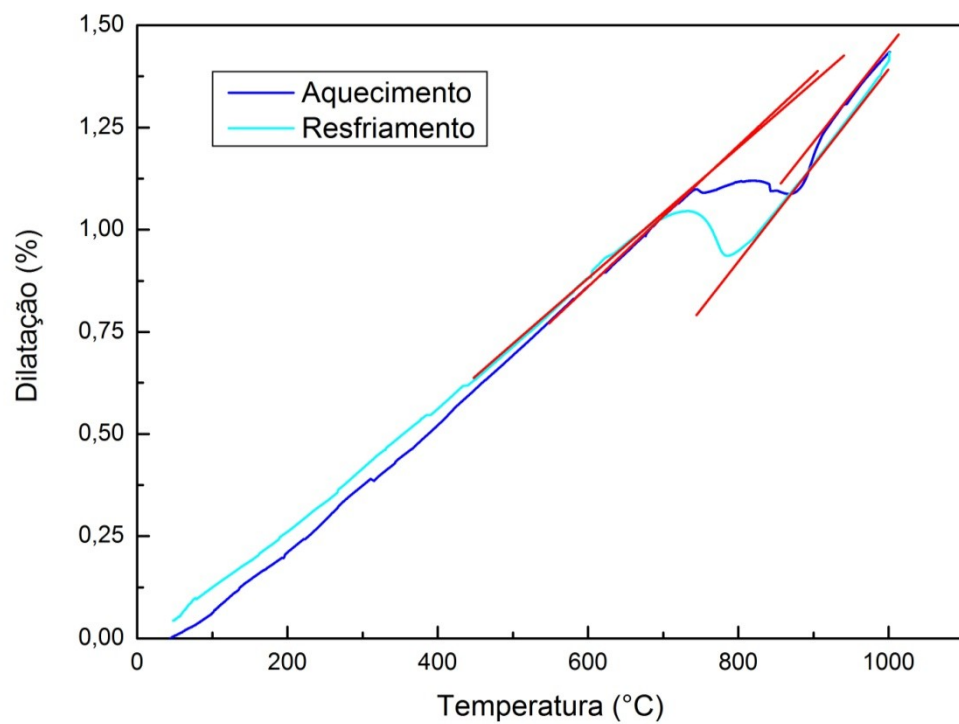
5.1.2 Determinação das temperaturas A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3} por dilatométrica

As temperaturas A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3} foram determinadas por meio do ensaio de dilatométrica, utilizando a curva de dilatação em função da temperatura, conforme ilustra a Figura 5.4. Na Tabela 5.3 estão os valores das temperaturas de transformação de fase. No aquecimento a transformação de ferrita para austenita ocorre a 748 °C e 740 °C para os aços SAE 1006 e LNE 380, respectivamente, isto para a taxa de aquecimento de 10 °C/min. Sendo assim os materiais podem ser tratados termicamente em todas as temperaturas propostas no trabalho sem que ocorra austenitização.

Figura 5.4 - Dilatação em função da temperatura com taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min: (a) Aço SAE 1006; (b) Aço LNE 380



(a)



(b)

Fonte: A autora

Tabela 5.3 - Temperaturas de transformação de fases A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3}

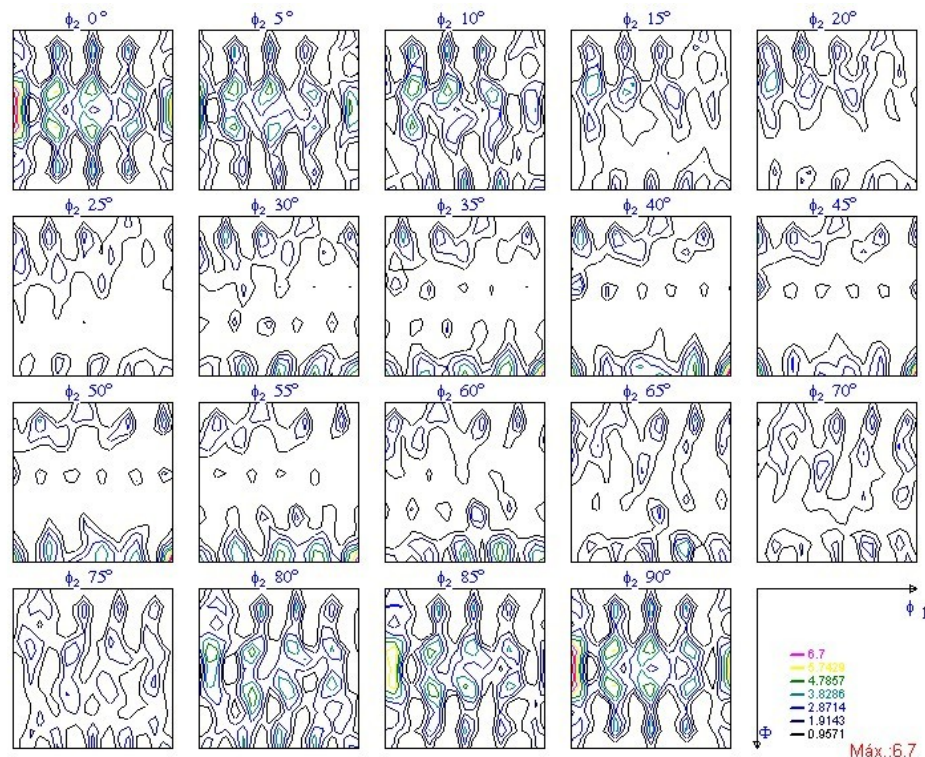
Aço	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
SAE 1006	748 °C	910 °C	730 °C	875 °C
LNE 380	740 °C	910 °C	700 °C	830 °C

Fonte: A autora

5.1.3 Macrotextura

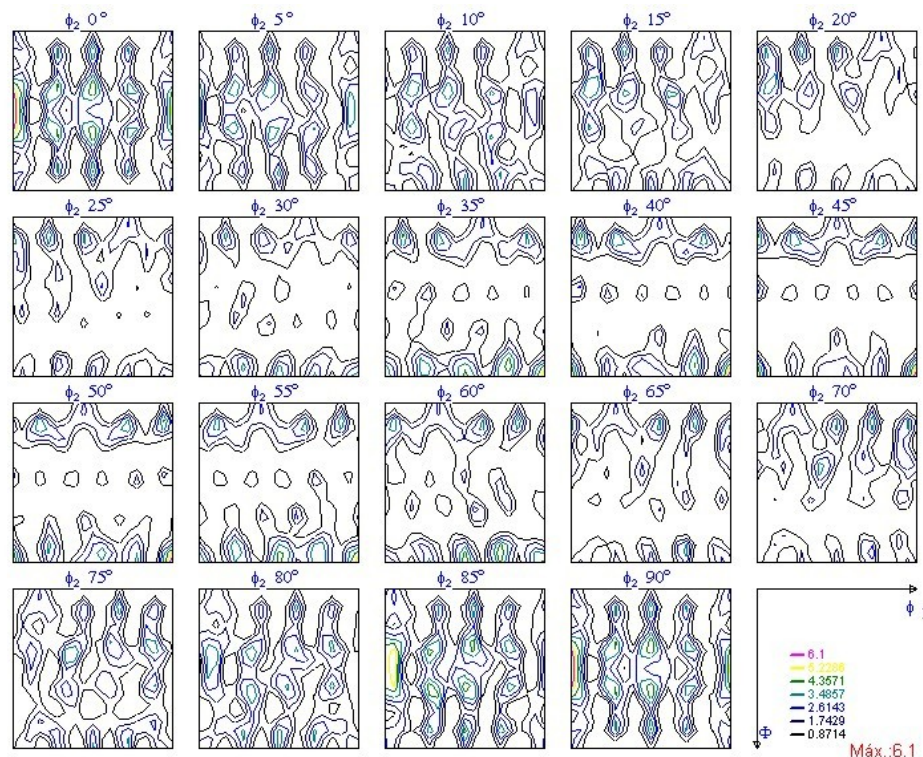
As Figuras 5.5 e 5.6 mostram os resultados de análise de macrotextura cristalográfica para os aços SAE 1006 e LNE 380 no estado “como recebido”, respectivamente. As FDOs foram interpretadas com auxílio dos ábacos (Anexo A). Os dois materiais apresentam componentes de textura do tipo $\{011\} \langle 100 \rangle$, que pode ser observada nas seções de $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 90^\circ$, sendo o valor de Times Randon (TR) máximo de 6,7 para o aço SAE 1006 e 6,1 para o aço LNE 380.

Figura 5.5 - FDO calculada para o aço SAE 1006 no estado “como recebido”



Fonte: A autora

Figura 5.6 - FDO calculada para o aço LNE 380 no estado “como recebido”



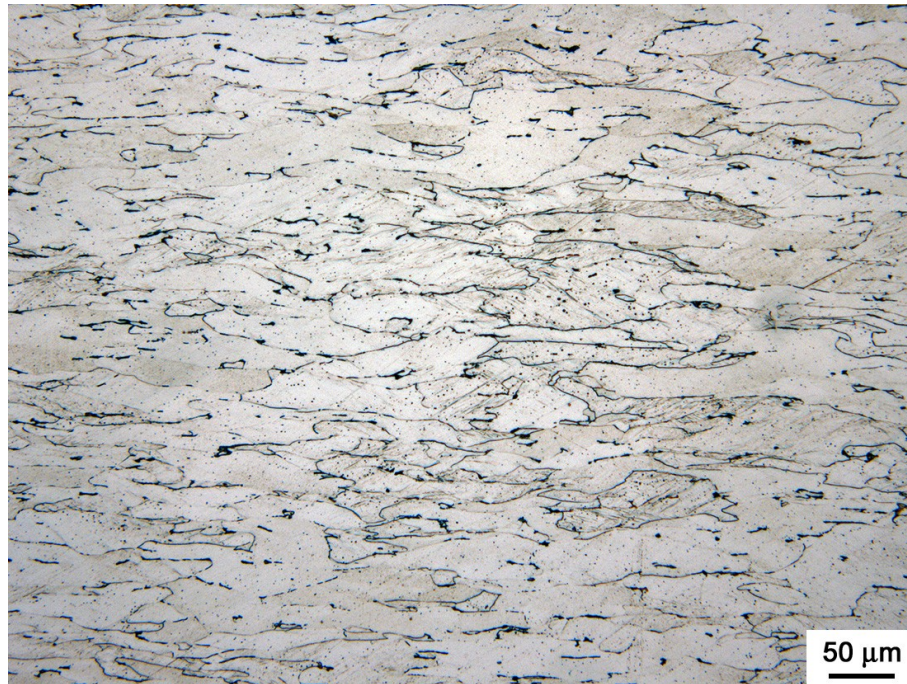
Fonte: A autora

5.2 CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS LAMINADOS A FRIO

5.2.1 Microestrutura

As Figuras 5.7 e 5.8 são as imagens obtidas por MO para os aços SAE 1006 e LNE 380, respectivamente, laminados até 50% e 70% de deformação. Os materiais apresentam uma estrutura de grãos bastante alongados e pode ser observado que as amostras laminadas até 70% de redução de espessura apresentam microestrutura mais refinada devido a sua maior deformação. O aço LNE 380 tem uma microestrutura mais refinada comparado com a SAE 1006 devido ao menor tamanho de grão inicial. As regiões escuras são a microestrutura perlítica.

Figura 5.7 - Aço SAE 1006 laminado a frio, reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1), MO: (a) até 50% de deformação; (b) até 70% de deformação



(a)



(b)

Fonte: A autora

Figura 5.8 - Aço LNE 380 laminado a frio, reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1), MO: (a) até 50% de deformação; (b) até 70% de deformação



(a)

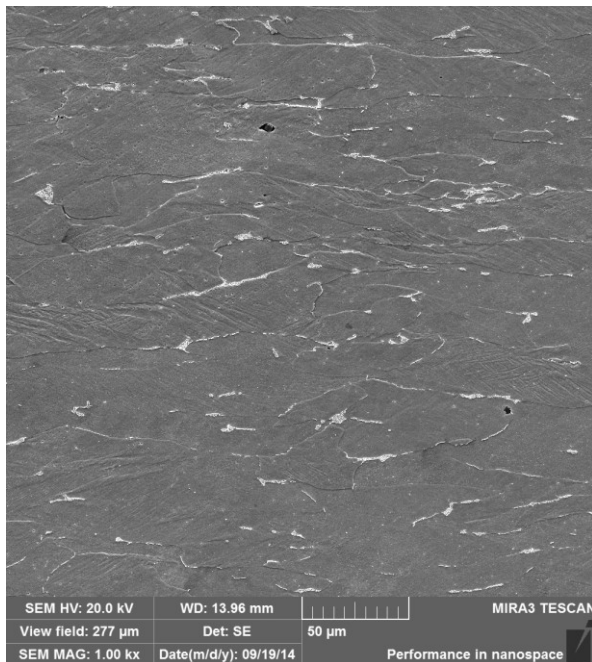


(b)

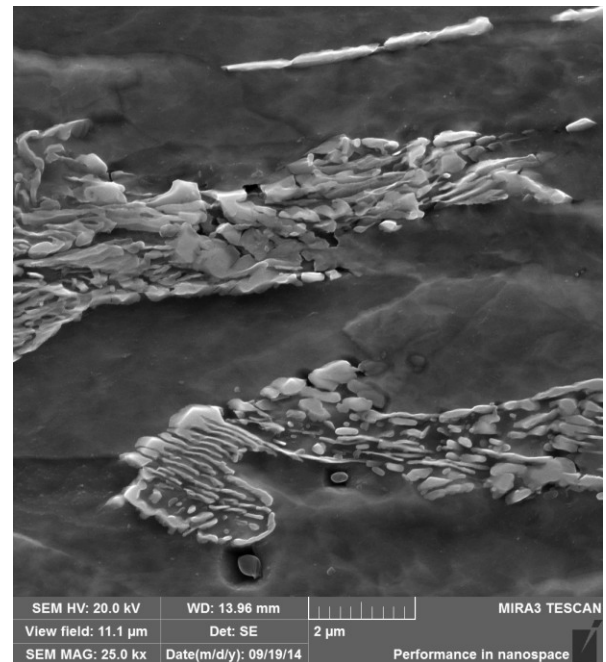
Fonte: A autora

Durante a laminação a microestrutura perlítica foi fragmentada conforme é observado na Figura 5.9. Em algumas regiões isto não ocorre devido a maior resistência à deformação que algumas orientações apresentam.

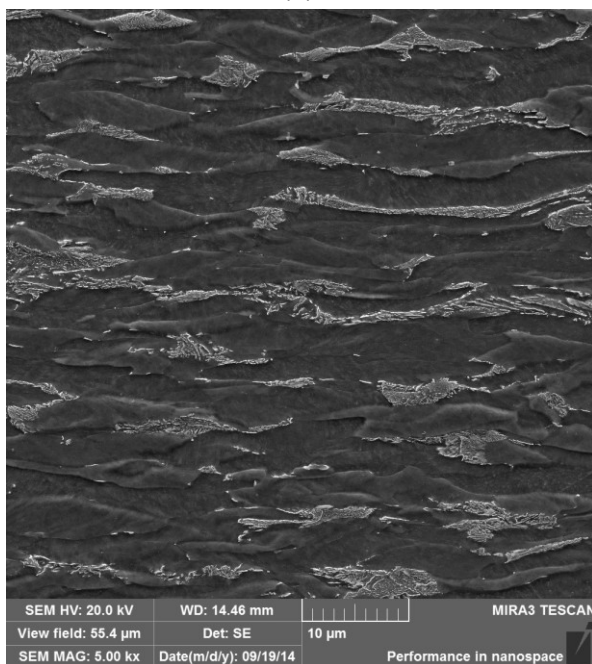
Figura 5.9 - Amostras laminadas até 50% de deformação, reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1), FEG: (a) SAE 1006; (b) SAE 1006 detalhe da perlita; (c) LNE 380; (d) LNE 380 detalhe da perlita



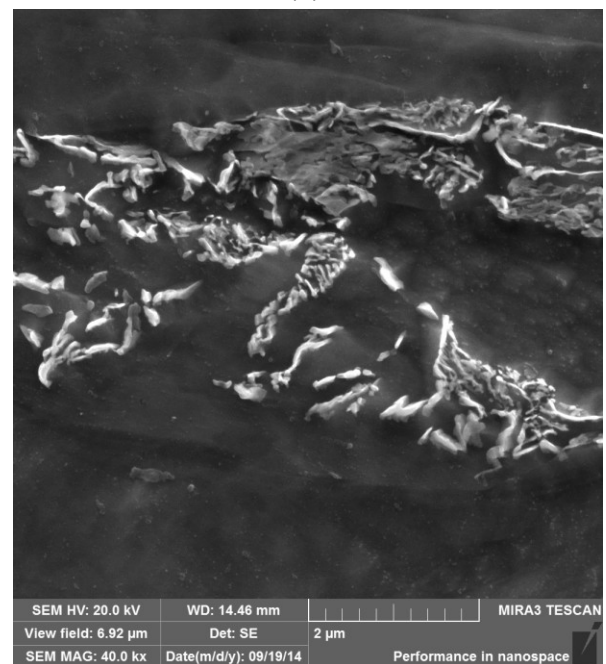
(a)



(b)



(c)



(d)

Fonte: A autora

5.2.2 Dureza Vickers

Os valores de dureza obtidos para cada amostra nas condições estudadas são dados na Tabela 5.4, e também a porcentagem de aumento de dureza em cada condição comparado ao valor do material inicial. A Figura 5.10 mostra a relação entre a dureza Vickers e a deformação verdadeira para ambos os materiais. O aço LNE 380 apresenta valores de dureza maiores em todas as condições de deformação, e também apresenta um ganho de dureza superior ao aço SAE 1006, por exemplo, na primeira condição de deformação ($\epsilon \sim 0,11$) o aço SAE 1006 tem um ganho de 6 % enquanto o aço LNE 380 tem um ganho de 24 %. E na condição de maior deformação o aço SAE 1006 e LNE 380 apresentam um ganho de 65 % e 83 %, respectivamente. Esse maior endurecimento do aço LNE 380 ocorre pelo menor tamanho de grão inicial e pela grande quantidade de partículas finas.

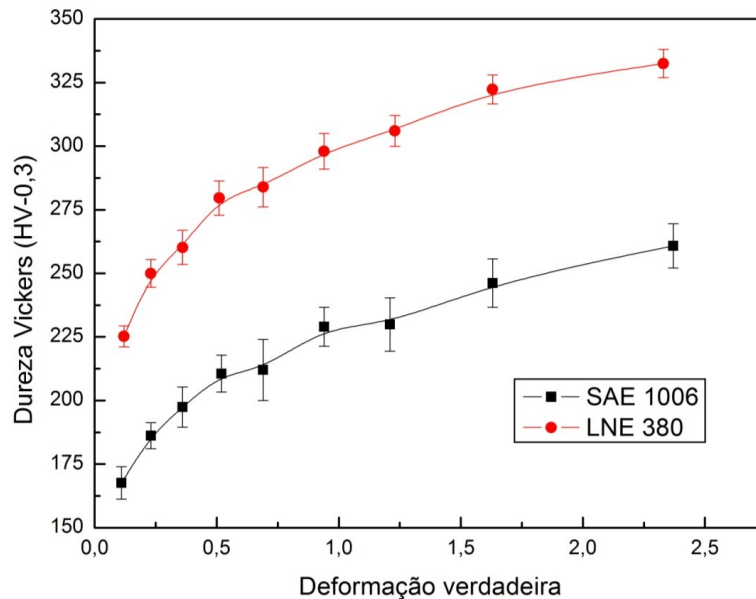
Tabela 5.4 - Valores de dureza Vickers por microimpressão dos aços SAE 1006 e LNE 380

SAE 1006				LNE 380			
Red (%)	ϵ	Dureza (HV – 0,3)	% aumento	Red (%)	ϵ	Dureza (HV – 0,3)	% aumento
10	0,11	168 ± 6	6	11	0,12	225 ± 4	24
20	0,23	186 ± 5	18	21	0,23	250 ± 5	38
30	0,36	197 ± 8	25	30	0,36	260 ± 7	44
41	0,52	211 ± 7	33	40	0,51	280 ± 7	54
50	0,69	212 ± 12	34	50	0,69	284 ± 8	57
61	0,94	229 ± 8	45	61	0,94	298 ± 7	64
70	1,21	230 ± 11	46	71	1,23	306 ± 6	69
80	1,63	246 ± 10	56	80	1,63	322 ± 6	78
91	2,37	261 ± 9	65	90	2,33	333 ± 6	83

Fonte: A autora

Nota: A coluna quatro e oito (% aumento) corresponde a porcentagem de aumento na dureza em relação ao valor do material inicial

Figura 5.10 - Relação entre a Dureza Vickers e a deformação verdadeira para as amostras de aço SAE 1006 e LNE 380



Fonte: A autora

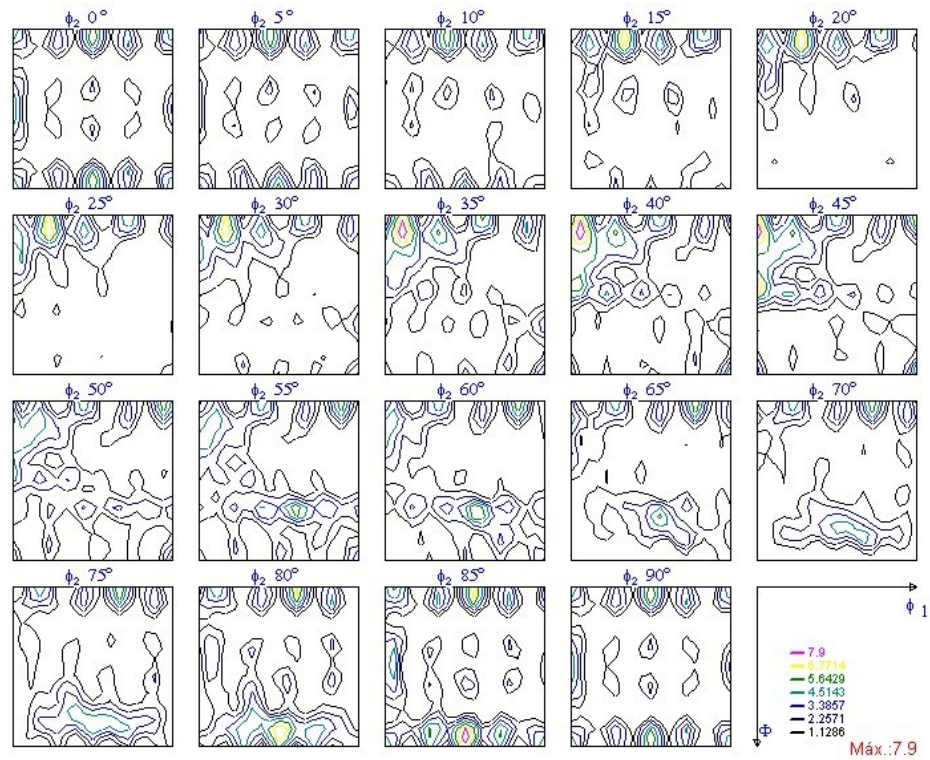
5.2.3 Macrotextura

As Figuras 5.11 a 5.16 mostram os resultados de análise de macrotextura cristalográfica para os aços SAE 1006 e LNE 380 laminados, para as deformações de 50%, 70% e 90%, os quais passaram pela sequência de passes inicial. Os resultados mostram texturas típicas de deformação dos aços com estrutura CCC laminados a frio [6,15].

As principais fibras encontradas nesses aços são as fibras α e γ . A fibra α são as direções $\langle 110 \rangle$ paralelas à direção de laminação, e a fibra γ são os planos $\{111\}$ paralelos à direção normal de laminação. O principal componente de textura em metais CCC é o $\{001\}\langle 110 \rangle$ [6].

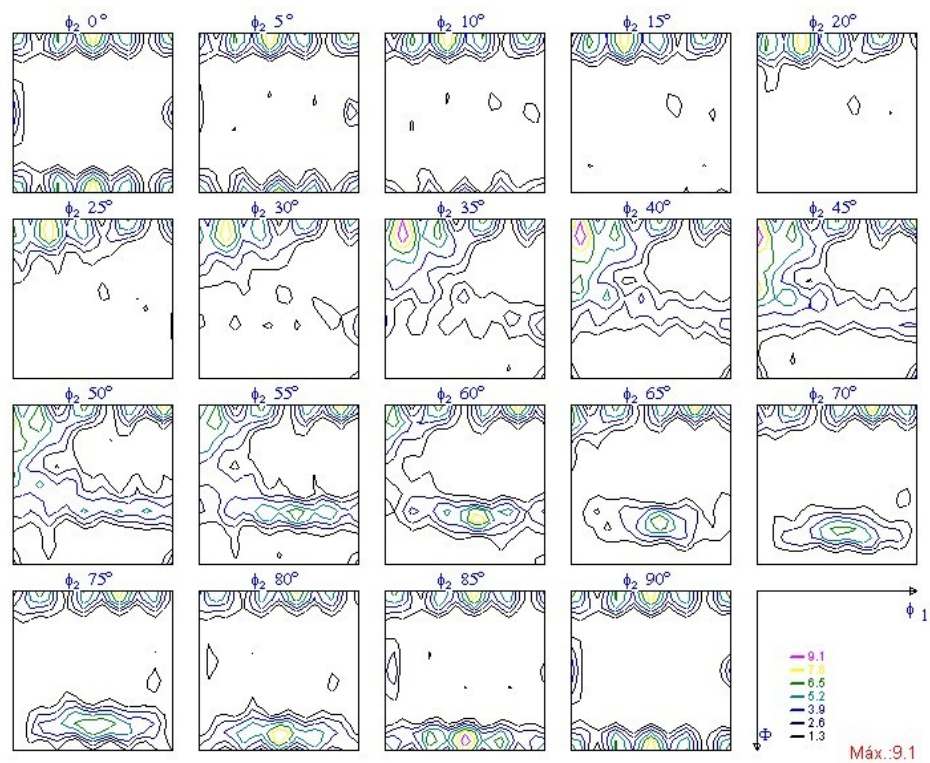
Para o aço SAE 1006 deformado até 50% (Figura 5.11) nota-se a fibra parcial α com os planos variando de (001) até (111), em evidência nas seções $\varphi_2 = 45^\circ$, sendo o valor de TR máximo para essa deformação foi 7,9. Para as amostras deformadas até 70% e 90% (Figura 5.12 e 5.13) a fibra parcial α torna-se mais intensa, em maior evidência na seção $\varphi_2 = 45^\circ$. Para essas duas últimas deformações é desenvolvida a fibra γ com as direções indo de $\langle 110 \rangle$ a $\langle 112 \rangle$.

Figura 5.11 - FDO calculada para o aço SAE 1006 deformado até 50% de redução de espessura



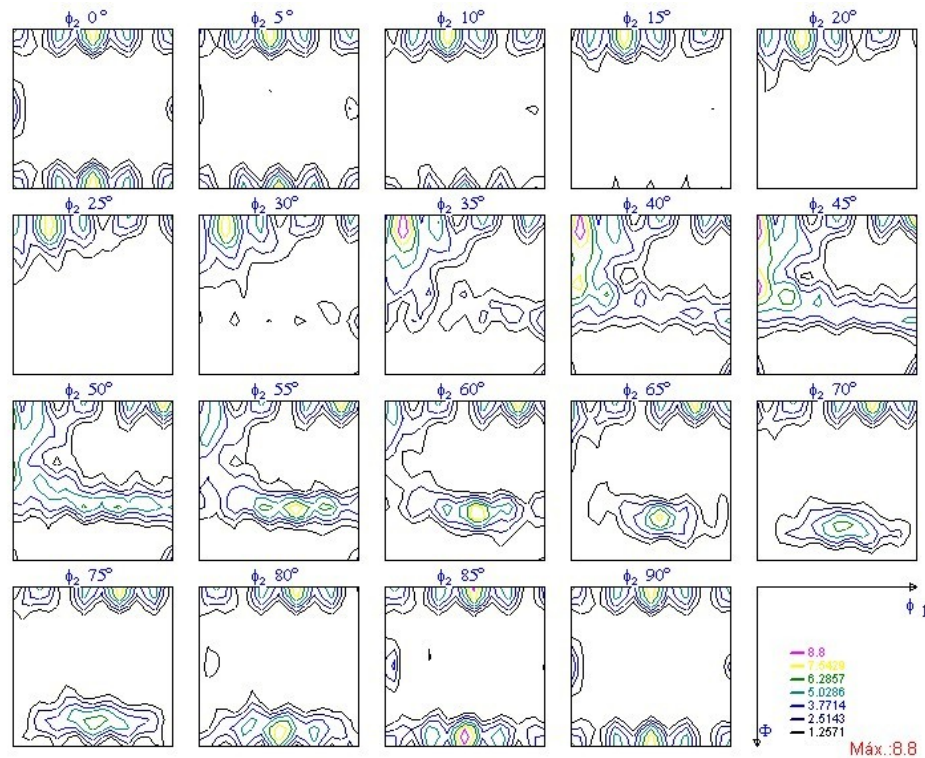
Fonte: A autora

Figura 5.12 - FDO calculada para o aço SAE 1006 deformado até 70% de redução de espessura



Fonte: A autora

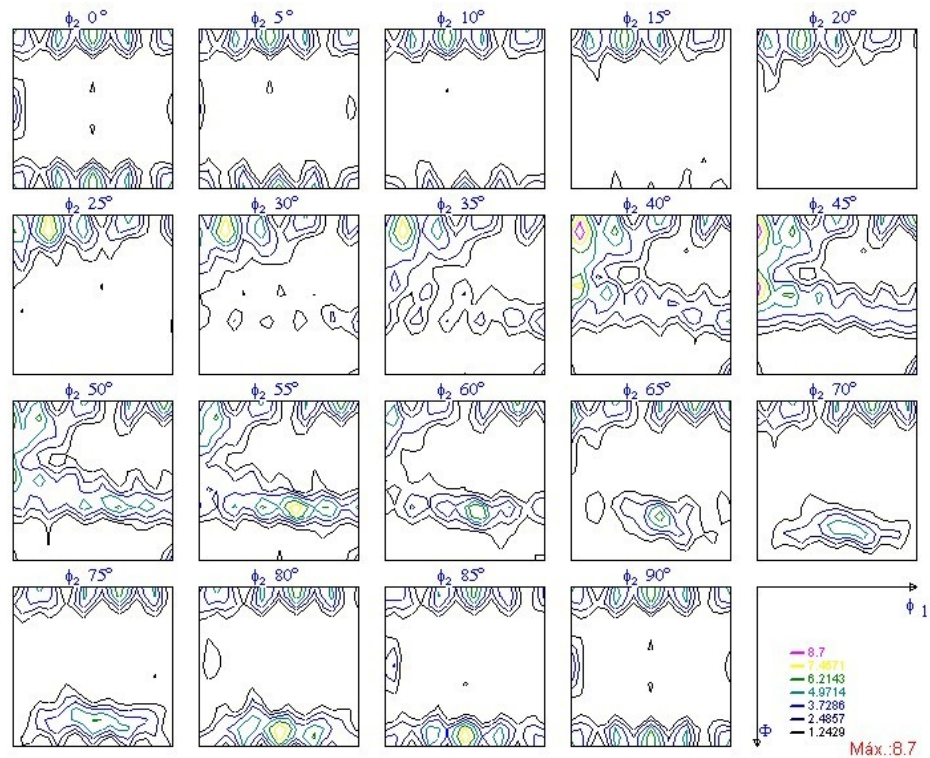
Figura 5.13 - FDO calculada para o aço SAE 1006 deformado até 90% de redução de espessura



Fonte: A autora

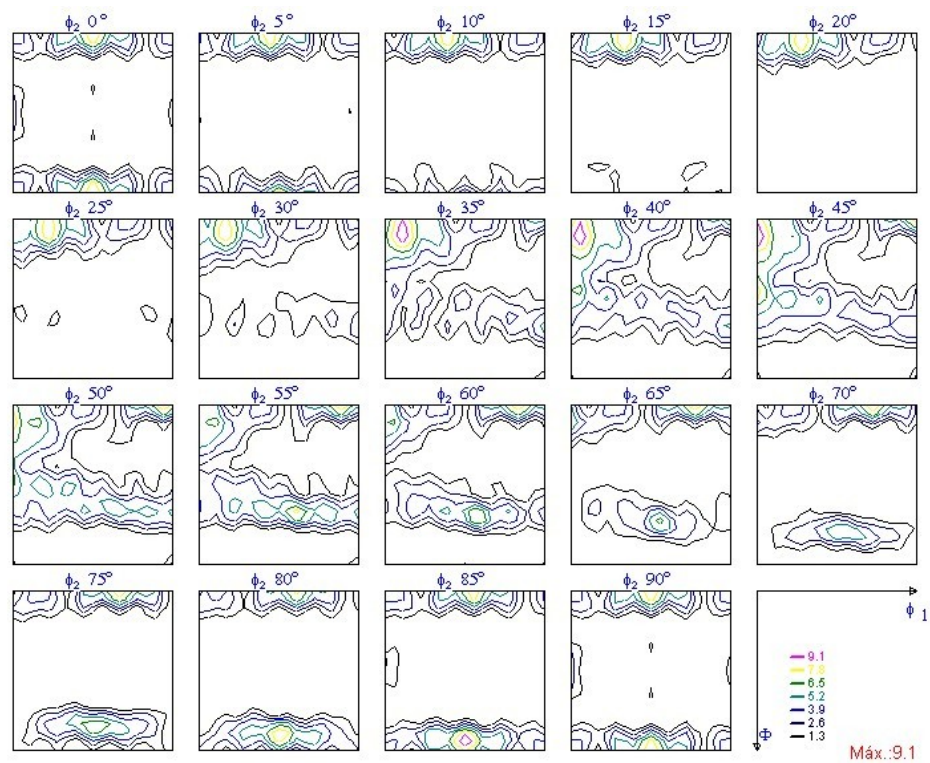
Para o aço LNE 380 deformado até 50% (Figura 5.14) nota-se a fibra parcial α , em maior evidência na seção $\phi_2 = 40^\circ$ com TR máximo de 8,7, bem mais desenvolvida quando comparada a formada no aço SAE 1006 para a mesma deformação. Para esta deformação também foi desenvolvida a fibra γ , sendo que para o aço SAE 1006 ela só foi desenvolvida para maiores deformações. O TR máximo foi de 8,7. Para a deformação de 70% e 90% (Figura 5.15 e 5.16) permanecem as mesmas fibras, mas com maiores intensidades, TR = 9,1 para 70% e TR = 9,4 para 90%.

Figura 5.14 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura



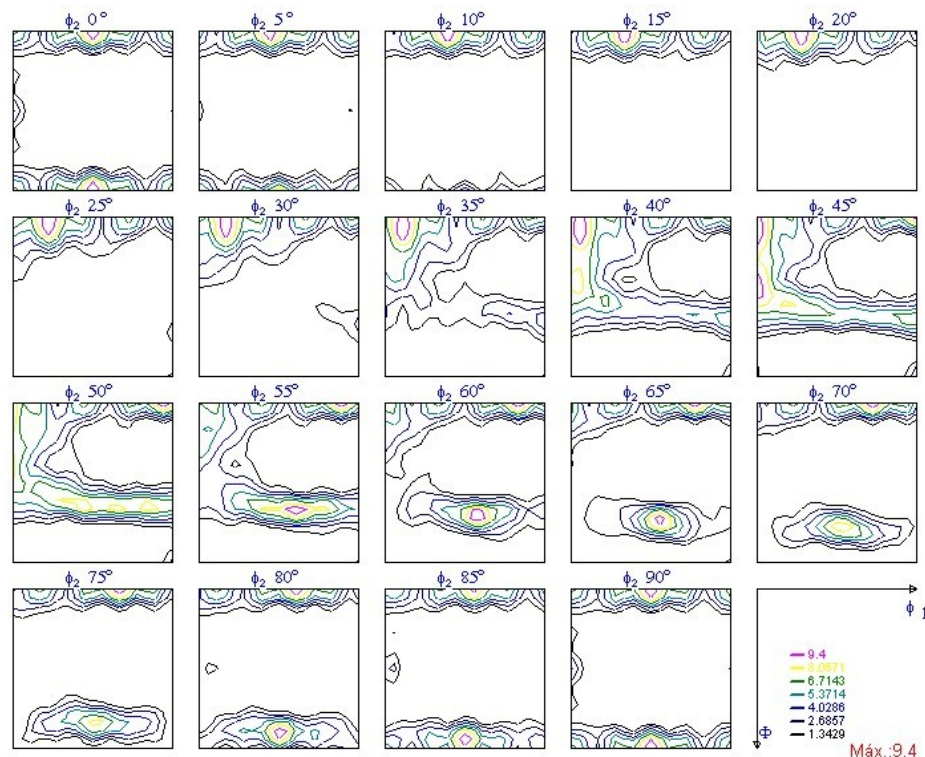
Fonte: A autora

Figura 5.15 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura



Fonte: A autora

Figura 5.16 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 90% de redução de espessura



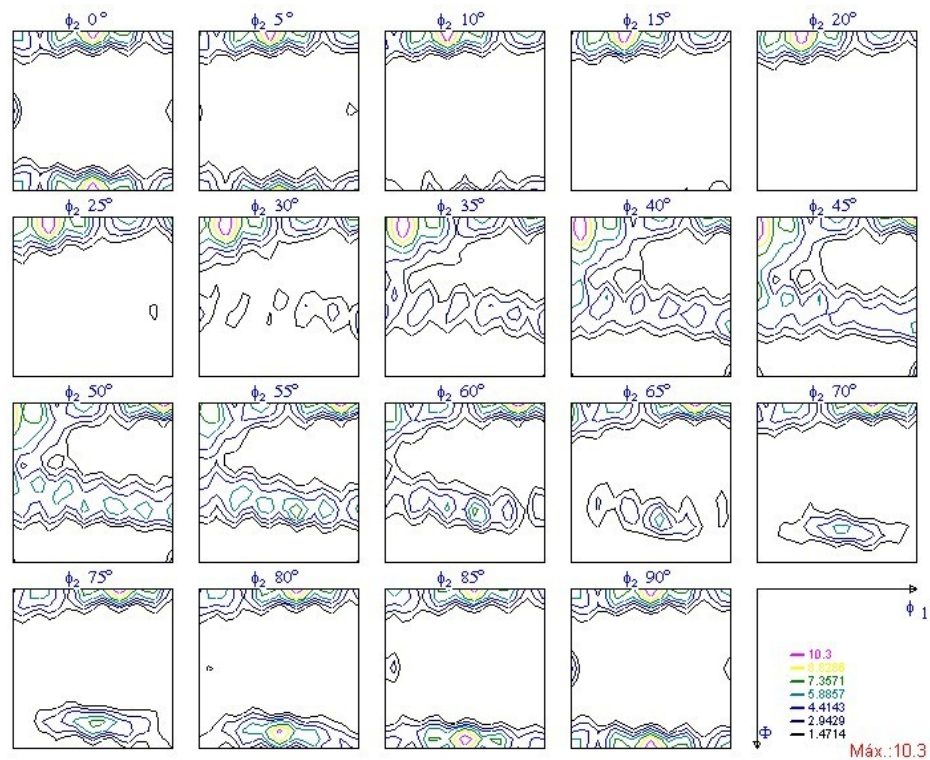
Fonte: A autora

Para a análise da influência da sequência de laminação na textura de deformação amostras do aço LNE 380 foram processadas com sequência com mais e menos passes para atingir a mesma deformação. As Figuras 5.17 a 5.19 mostram os resultados de análise de macrotextura cristalográfica os quais passaram pela sequência com mais passes.

Para aço LNE 380 deformado até 50% (Figura 5.17) com mais passes a fibra parcial α , parece de forma muito mais intensa que para o mesmo aço, com a mesma deformação laminado com a sequência inicial. A evidência desta fibra aparece em todas as seções. A fibra γ também está presente nesta deformação. O TR máximo é 10,3.

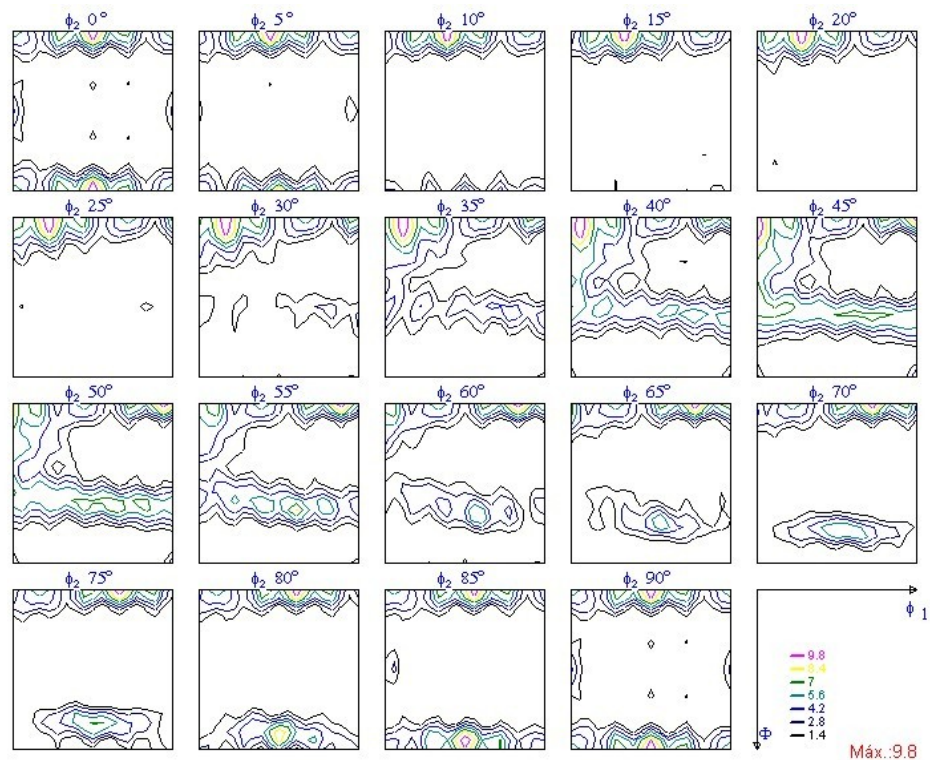
Para esta mesma sequência, com mais passes, o aço LNE 380 deformado até 70% e 90% (Figuras 5.18 e 5.19) as mesmas fibras são encontradas, sendo que para 70% as fibras estão mais desenvolvidas quando comparada ao deformado até 50%, e entre os deformados até 70% e 90% não é notada muita diferença.

Figura 5.17 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura, sequência com mais passes



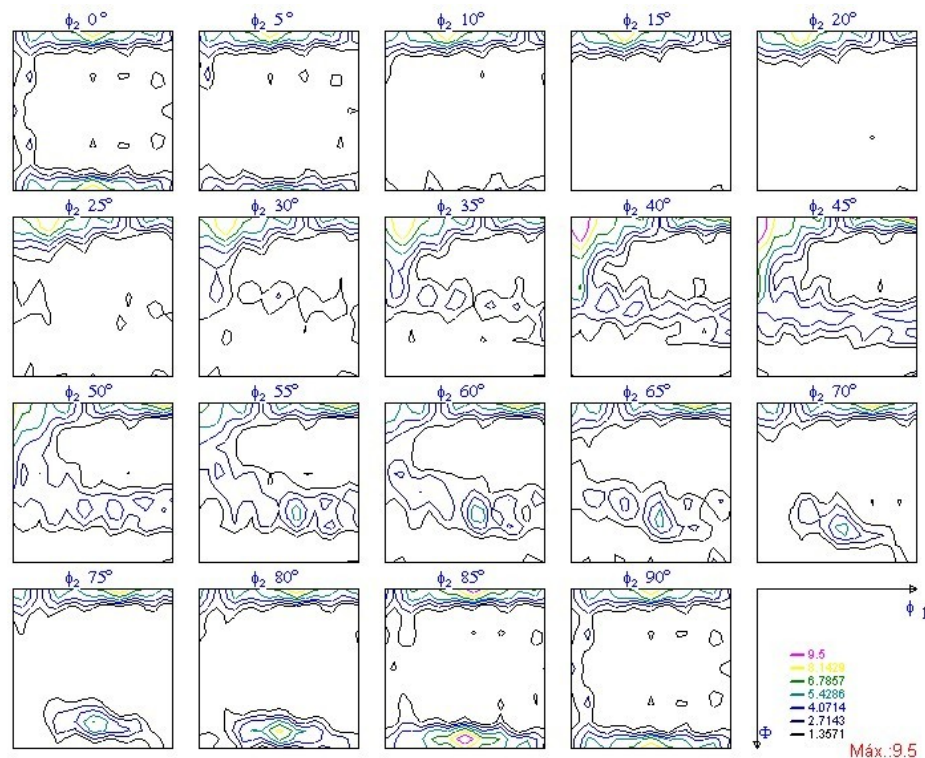
Fonte: A autora

Figura 5.18 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura, sequência com mais passes



Fonte: A autora

Figura 5.19 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 90% de redução de espessura, sequência com mais passes



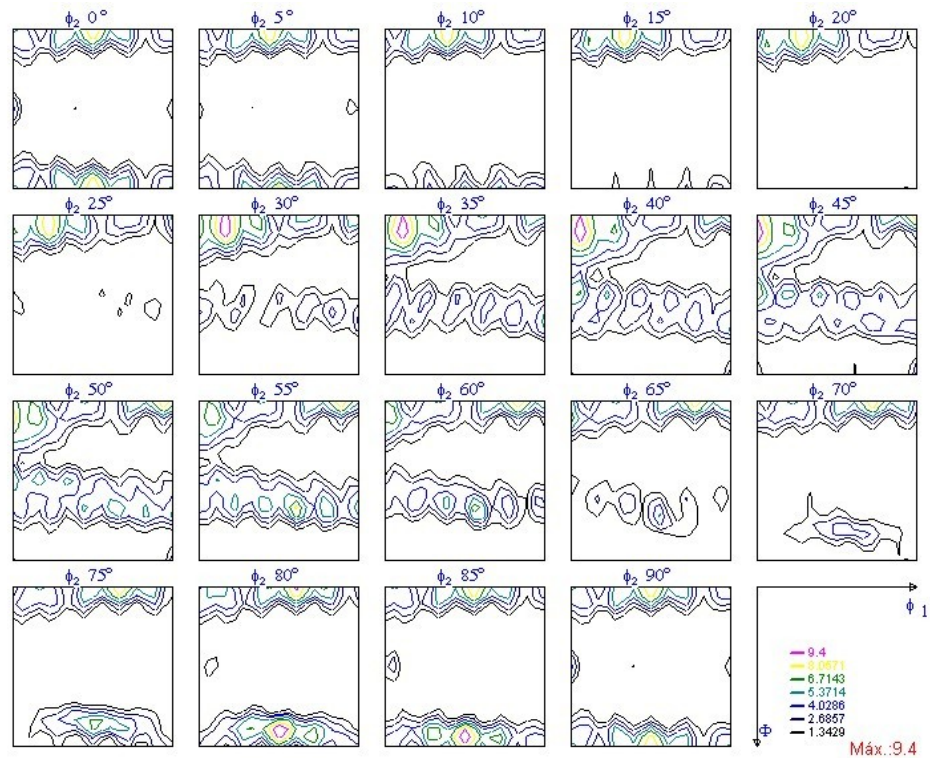
Fonte: A autora

As Figuras 5.20 a 5.22 mostram os resultados de análise de microtextura cristalográfica para as amostras que passaram pela sequência com menos passes. Para aço LNE 380 deformado até 50% (Figura 5.20) com menos passes a fibra α , parece de forma mais intensa que para o mesmo aço laminado com a sequência inicial. Mas não de forma tão intensa como no que atingiu a mesma deformação em mais passes. A fibra γ também foi desenvolvida. O TR máximo é 9,4.

Para os deformados até 70% e 90% (Figuras 5.21 e 5.22) as mesmas fibras são encontradas, porém em intensidades bem mais elevadas, sendo o TR máximo de 10,3 para 70% e 16,2 para 90%.

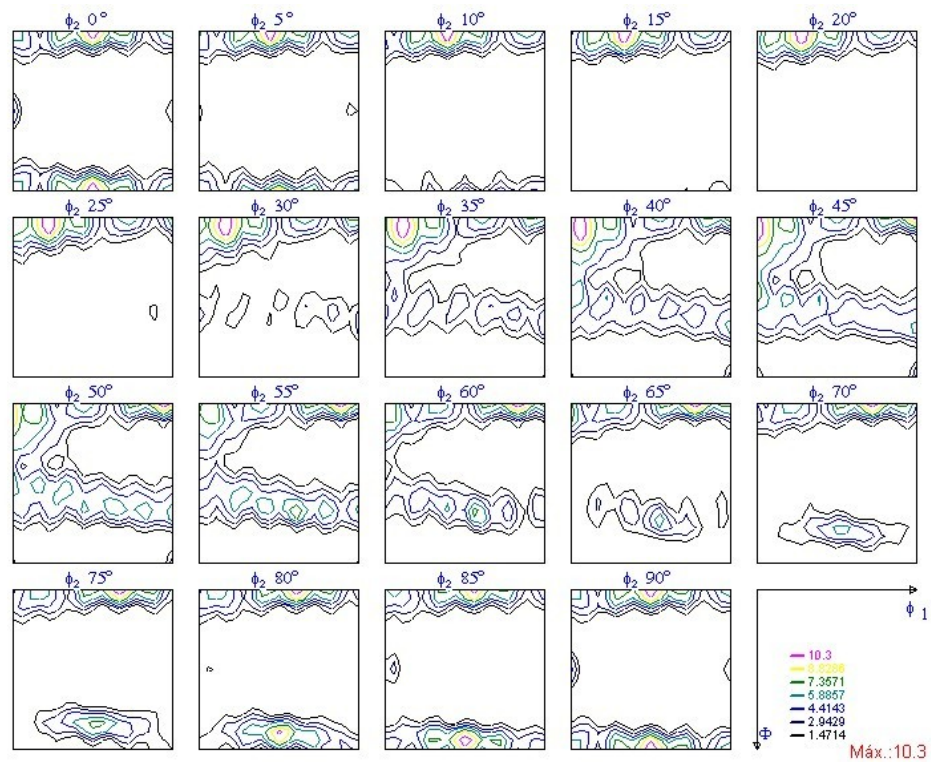
Assim, a amostra que atingiu a mesma deformação em menos passes, teve um maior cisalhamento levando a componentes de texturas bem mais intensos para deformações mais elevadas.

Figura 5.20 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura, sequência com menos passes



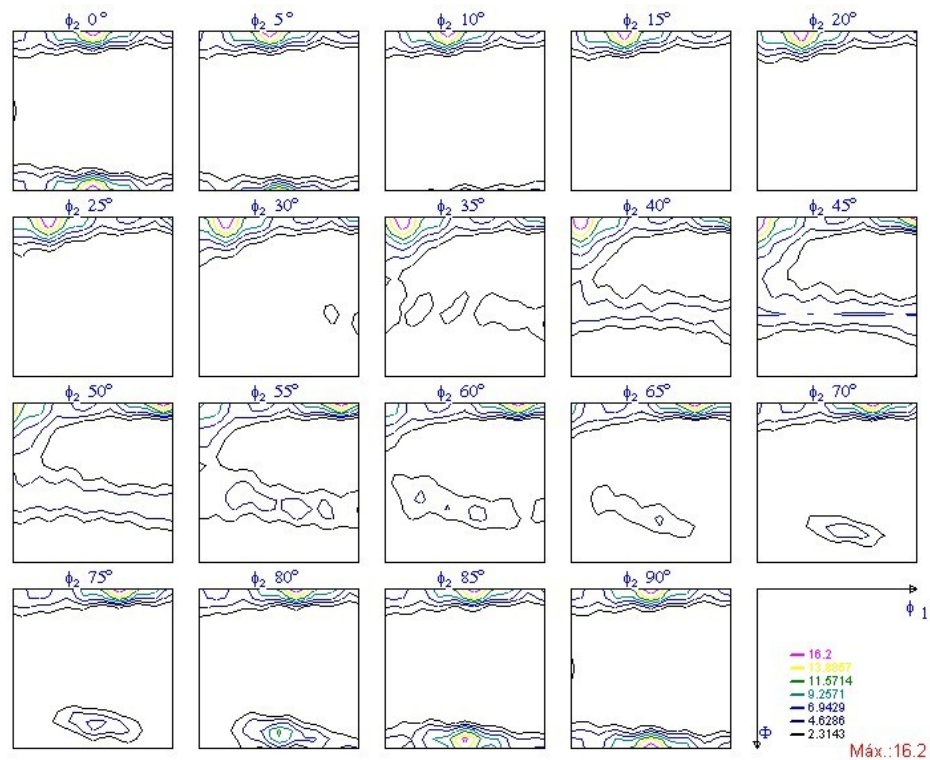
Fonte: A autora

Figura 5.21 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura, sequência com menos passes



Fonte: A autora

Figura 5.22 - FDO calculada para o aço LNE 380 deformado até 90% de redução de espessura, sequência com menos passes



Fonte: A autora

5.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS PROSPECTIVOS

Os tratamentos prospectivos foram utilizados para determinar as melhores temperaturas para o estudo da recristalização. Para isto foi utilizada a curva de amolecimento a qual é dada na Figura 5.23.

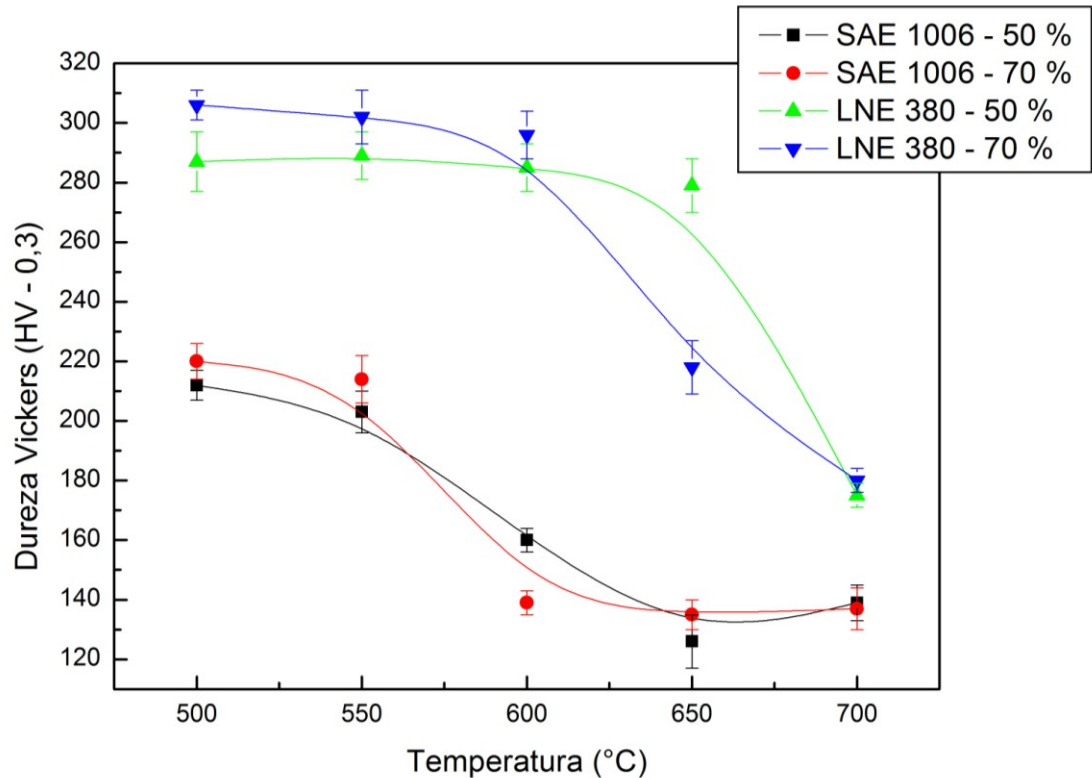
O aço SAE 1006 para temperaturas a partir de 600 °C apresenta elevado grau de amolecimento para ambas as deformações, enquanto o aço LNE 380 o amolecimento ocorre acima de 650 °C para a amostra deformada até 70%, e para a amostra deformada até 50% o amolecimento ocorre apenas acima de 700 °C.

O LNE 380 apresenta uma maior resistência à recuperação e a recristalização devido à presença de partículas finas, as quais dificultam a movimentação dos contornos e subcontornos de grãos.

O aço LNE 380 deformado até 70% apresentou amolecimento em temperatura inferior ao que foi deformado até 50%, devido a maior quantidade de defeitos que foram introduzidos no material o qual aumentou a força motriz para a

recuperação e recristalização [6].

Figura 5.23 - Curva de amolecimento para os aços SAE 1006 e LNE 380 deformados até 50% e 70% de redução de espessura



Fonte: A autora

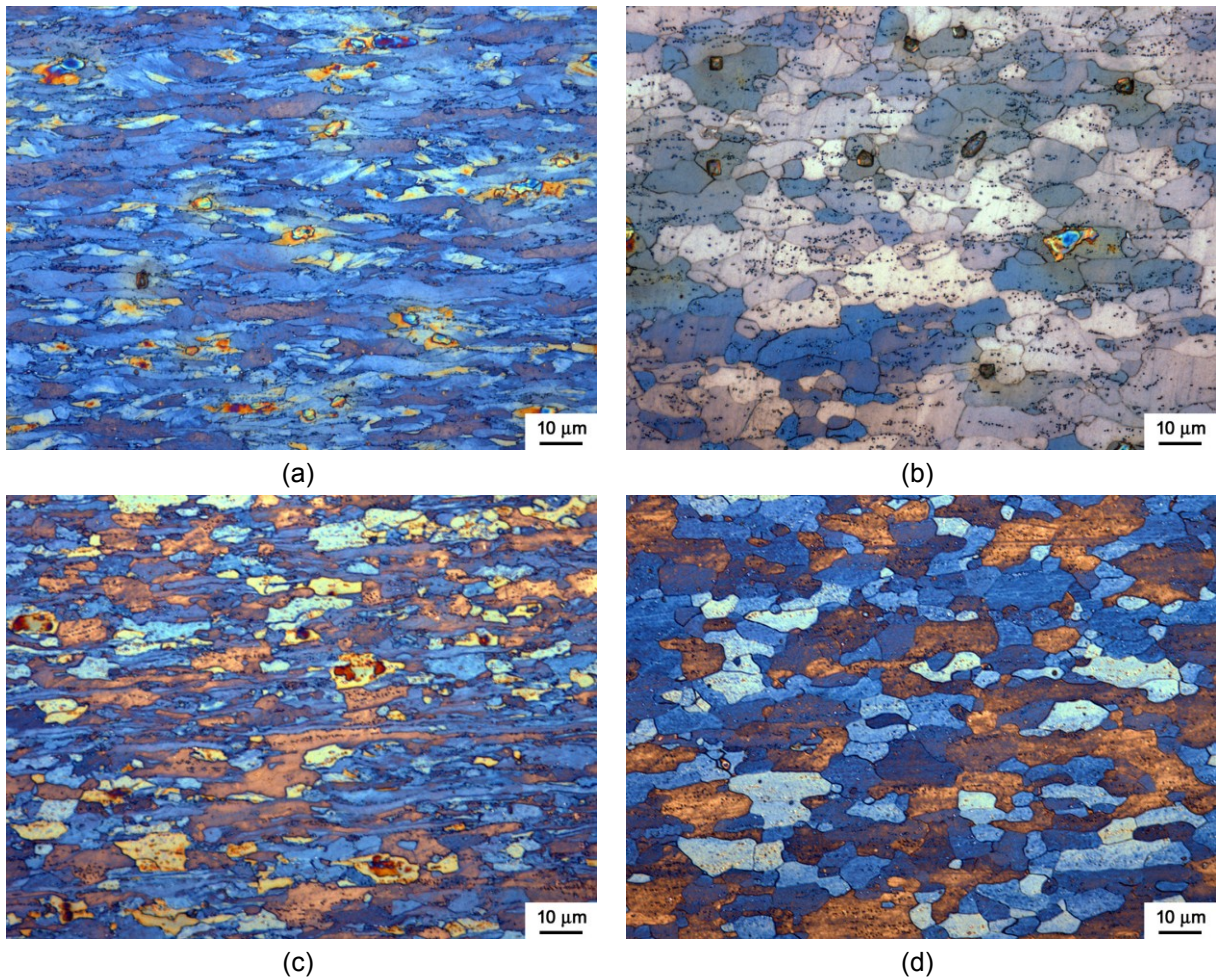
Além da curva de amolecimento, também foi analisado as microestruturas dos aços. A Figura 5.24 mostra a microestrutura do aço LNE 380 deformado até 50% e 70% e tratado termicamente a 650 °C e 700 °C.

As imagens ajudam a ilustrar os resultados de dureza. A Figura 5.24 (a) e (b) é a sequência para a amostra deformada até 50 % tratada termicamente a 650 °C e 700 °C, respectivamente. Na imagem (a), assim como demonstrado na curva de amolecimento, o material não recristalizou e pelo valor de dureza pode-se dizer que sofreu pouca ou nenhuma recuperação. Já a 700 °C (imagem (b)) o material apresenta uma microestrutura 100% recristalizada.

A Figura 5.24 (c) e (d) mostra a microestrutura da amostra deformada até 70% tratada termicamente a 650 °C e 700 °C, respectivamente. Em 650 °C (imagem (c)) o material está parcialmente recristalizado, apresentando alguns grãos recristalizados, e outros ainda encruados ou recuperados (região mais alongada). Em 700 °C (imagem (d)) a amostra apresenta uma microestrutura 100%

recristalizada. As análises das microestruturas das amostras que passaram pelo tratamento térmico prospectivo confirmam os resultados de dureza.

Figura 5.24 - Aço LNE 380 tratado termicamente por 15 minutos, reagente metalográfico Beraha (MO): (a) deformado até 50%, tratado a 650 °C; (b) deformado até 50%, tratado a 700 °C; (c) deformado até 70%, tratado a 650 °C; (d) deformado até 70%, tratado a 700 °C



Fonte: A autora

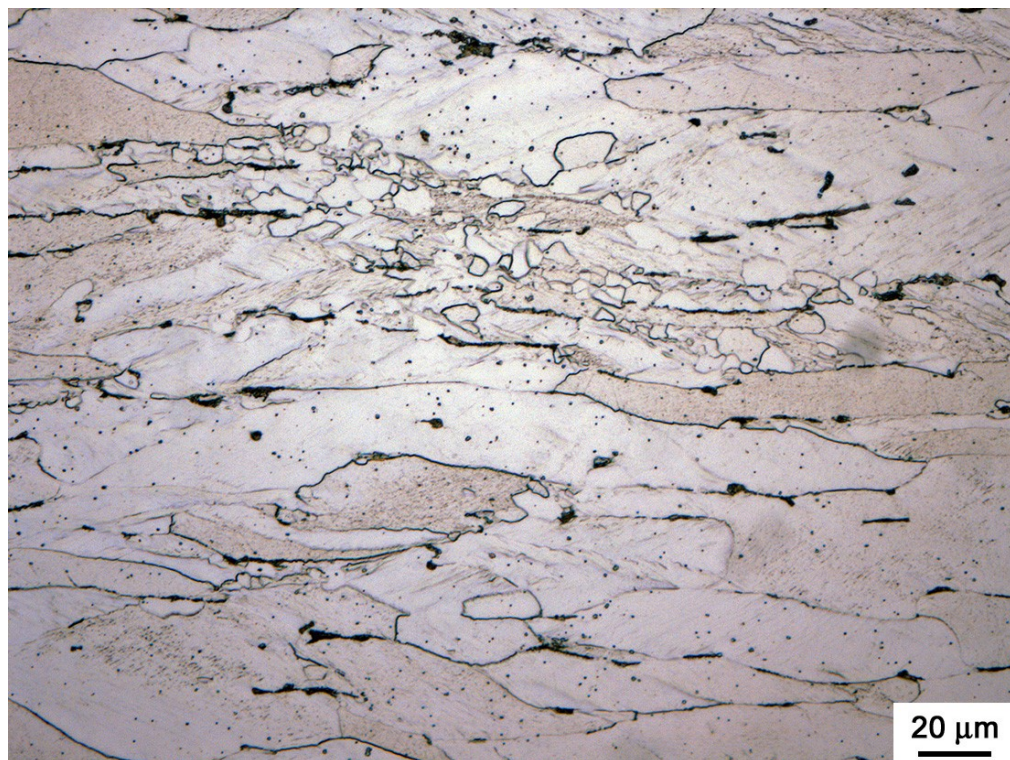
Com base nos resultados obtidos nesses tratamentos térmicos prospectivos foi possível escolher melhores condições de temperatura para o estudo da cinética de recristalização dos aços SAE 1006 e LNE 380. Também é possível observar a diferença dos tempos e temperaturas de recristalização para os dois materiais. O aço SAE 1006 por não apresentar uma dispersão de partículas finas recristaliza em temperaturas e tempos inferiores. Já para o aço microligado, LNE 380, devido à presença de uma grande quantidade de partículas finas dispersas no aço apresenta uma cinética de recristalização mais lenta [7].

5.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS DE RECOZIMENTO

5.4.1 Microestrutura

A nucleação da recristalização, isto é, a formação de novos grãos livres de defeitos nos dois aços em estudo ocorre principalmente junto aos contornos de grão e às heterogeneidades de deformação. As Figuras 5.25 e 5.26 mostram o início da recristalização para o aço SAE 1006 e LNE 380, respectivamente. Em ambos os aços pode-se ver a formação de novos grãos, na maioria equiaxiais, numa matriz ainda encruada ou recuperada. Os aços SAE 1006 e LNE 380 apresentam 4% e 3% de fração recristalizada, respectivamente.

Figura 5.25 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 50%, tratado termicamente a 650 °C por 30 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)



Fonte: A autora

Figura 5.26 - Microestrutura do aço LNE 380 deformado até 70%, tratado termicamente a 700 °C por 60 s (MO). Reagente metalográfico Beraha



Fonte: A autora

Em determinadas regiões da amostra a recristalização ocorre mais rapidamente que em outras, isto pode estar relacionado com a orientação, pois grãos deformados com orientação tipo fibra γ nucleiam antes que aqueles com orientação tipo fibra α [6]. Este fato também pode estar relacionado com a distribuição de defeitos após a deformação plástica a qual é heterogênea levando a uma distribuição de núcleos de recristalização heterogênea. Estes dois fatores causam uma heterogeneidade de distribuição das regiões recristalizadas, assim as frentes de reações começam a tocar-se mutuamente mesmo para baixas frações recristalizadas [14]. Este fato pode ser observado nas Figuras 5.27 e 5.28 ambas para o aço SAE 1006 deformado até 70% de redução de espessura. Após a deformação, submeteu-se a duas condições de tratamento térmico. A primeira, a 600 °C por 120 s e a segunda, 650 °C por 30 s. Em ambos os casos a fração recristalizada é muito próxima, 8% e 7% respectivamente. Fica evidenciado que para atingir a mesma fração recristalizada em temperaturas menores, necessita-se de tempos maiores. Em menores temperaturas o tempo para atingir a mesma fração recristalizada aumenta, devido a menor velocidade da reação e a maior extensão da

recuperação [5,6,7]. Neste caso o tempo para atingir aproximadamente a mesma fração recristalizada foi quatro vezes maior a 600 °C do que em 650 °C.

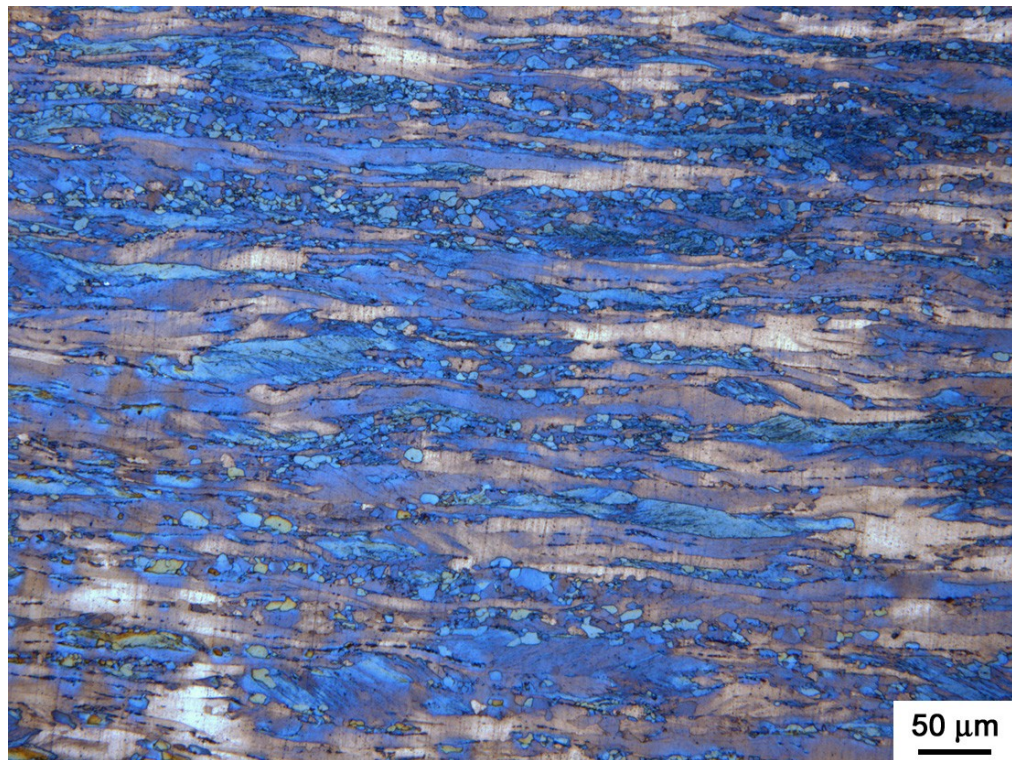
Outro ponto importante a ser destacado é a diferença entre os reagentes metalográficos. Com o reagente Beraha (Figura 5.28) a distinção entre as regiões recristalizadas e não recristalizadas ocorre de forma mais fácil devido as diferentes tonalidades, porém, este reagente não ataca a cementita ferro. Já o reagente metalográfico formado pela mistura de nital 2% e picral 2% na proporção de 1:1 (Figura 5.27), não evidencia de forma tão clara as diferenças entre as regiões recristalizadas e as não recristalizadas, mas este reagente ataca a cementita.

Figura 5.27 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 600 °C por 120 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)

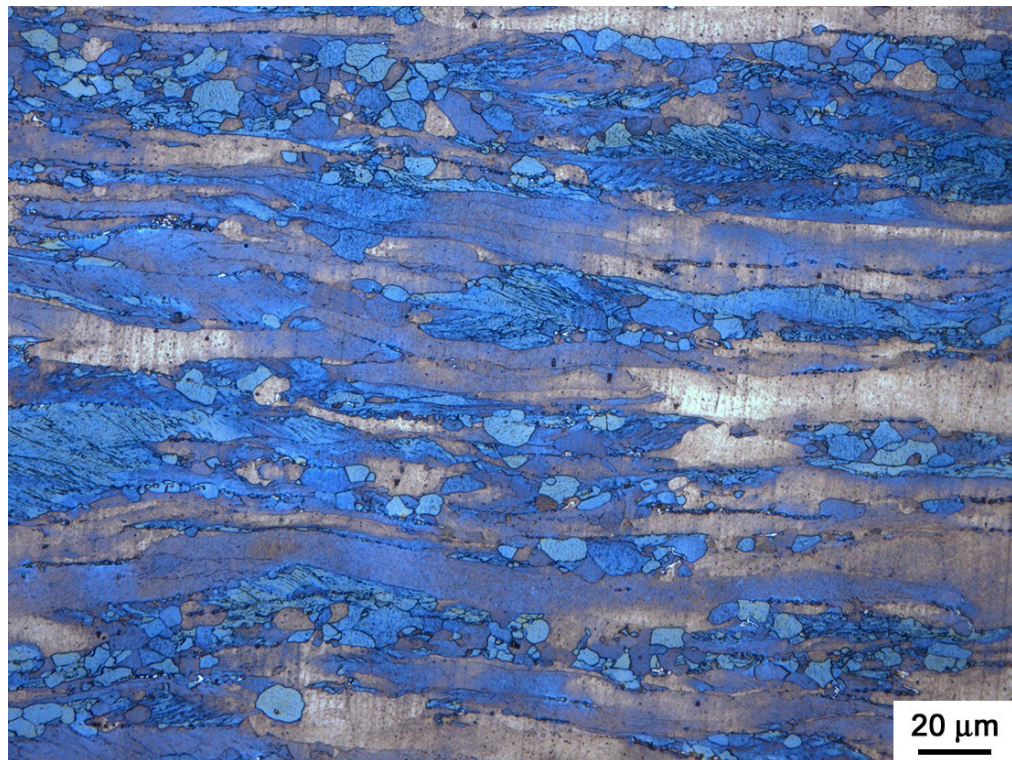


Fonte: A autora

Figura 5.28 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 650 °C por 30 s (MO). Reagente metalográfico Beraha. (a) visão geral da amostra; (b) detalhe da microestrutura



(a)

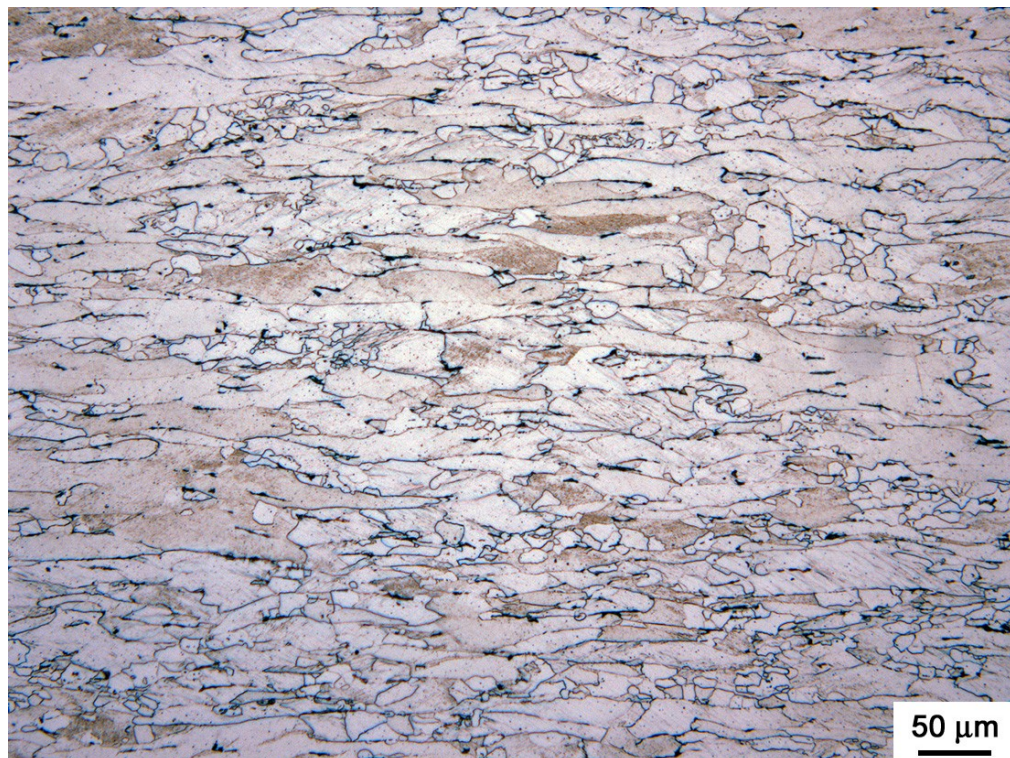


(b)

Fonte: A autora

A Figura 5.29 é a microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 600 °C por 240 s, tendo 17% da sua microestrutura recristalizada. Nesta imagem é visualizado que os novos grãos recristalizados, crescem preferencialmente nos antigos contornos de grãos, nas bandas de deformações, e nas partículas, como preconizado na literatura [34].

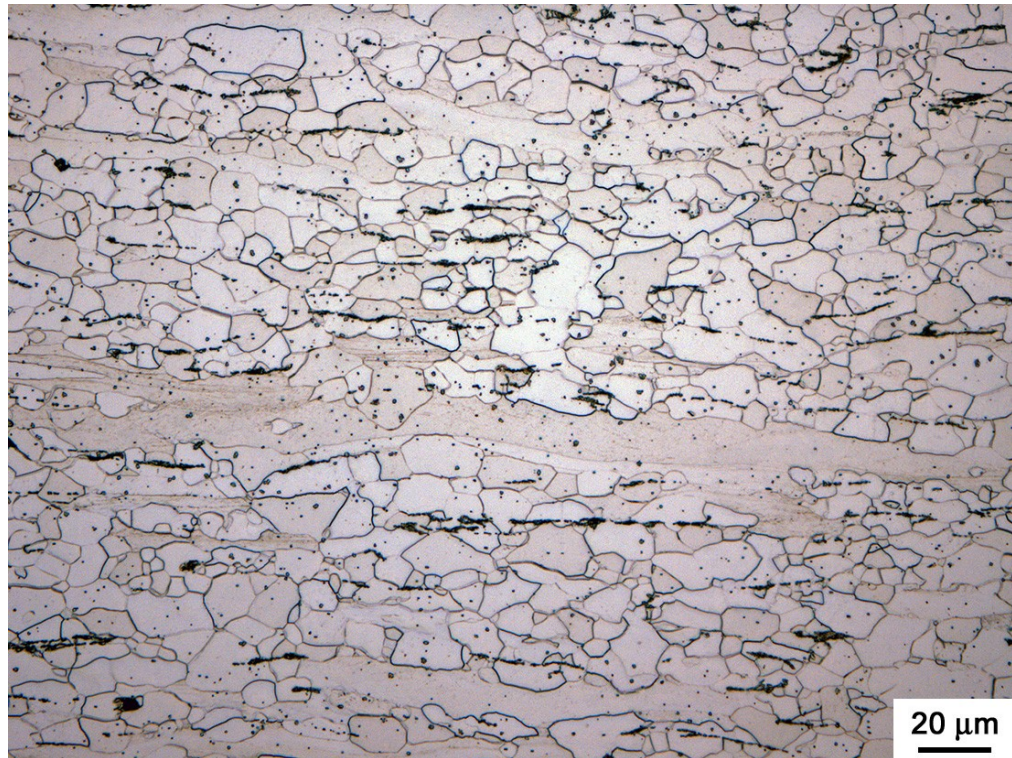
Figura 5.29 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 50%, tratado termicamente a 600 °C por 240 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)



Fonte: A autora

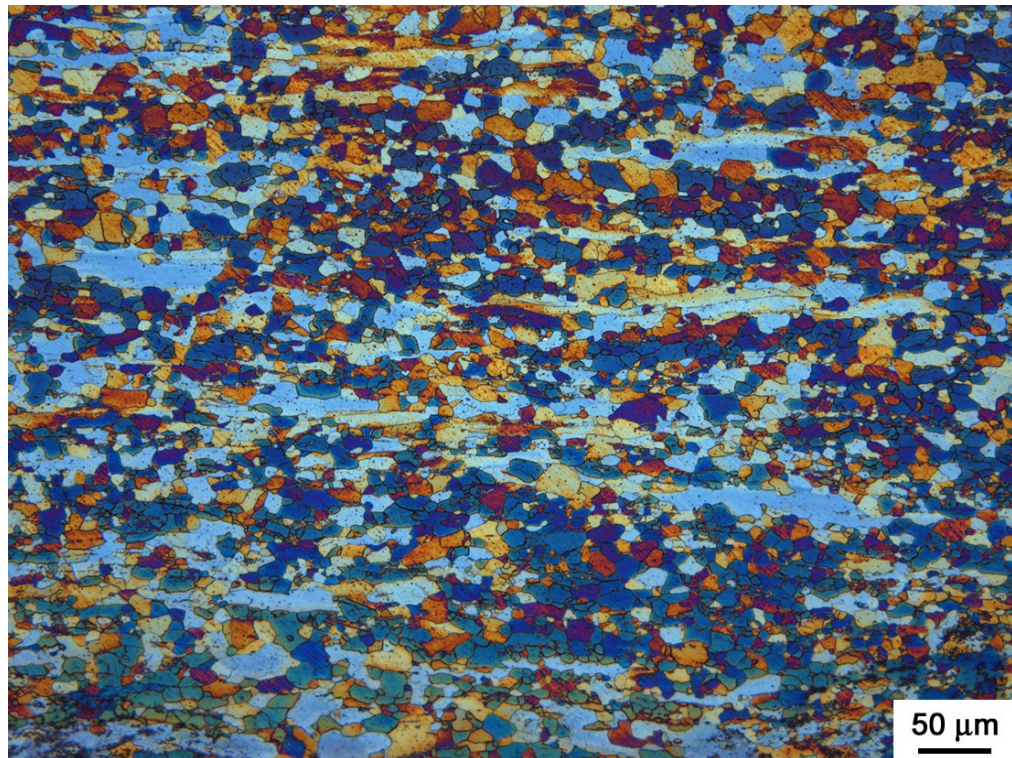
Algumas regiões da amostra apresentam maior resistência a recristalização, e acabam levando maior tempo para recristalizar, ou dependendo das condições não recristalizam. As Figuras 5.30 e 5.31 mostram exemplos onde 90% e 86% das amostras já recristalizaram, respectivamente, e algumas regiões apresentam maior resistência a formação de novos grãos (regiões alongadas).

Figura 5.30 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 700 °C por 30 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)



Fonte: A autora

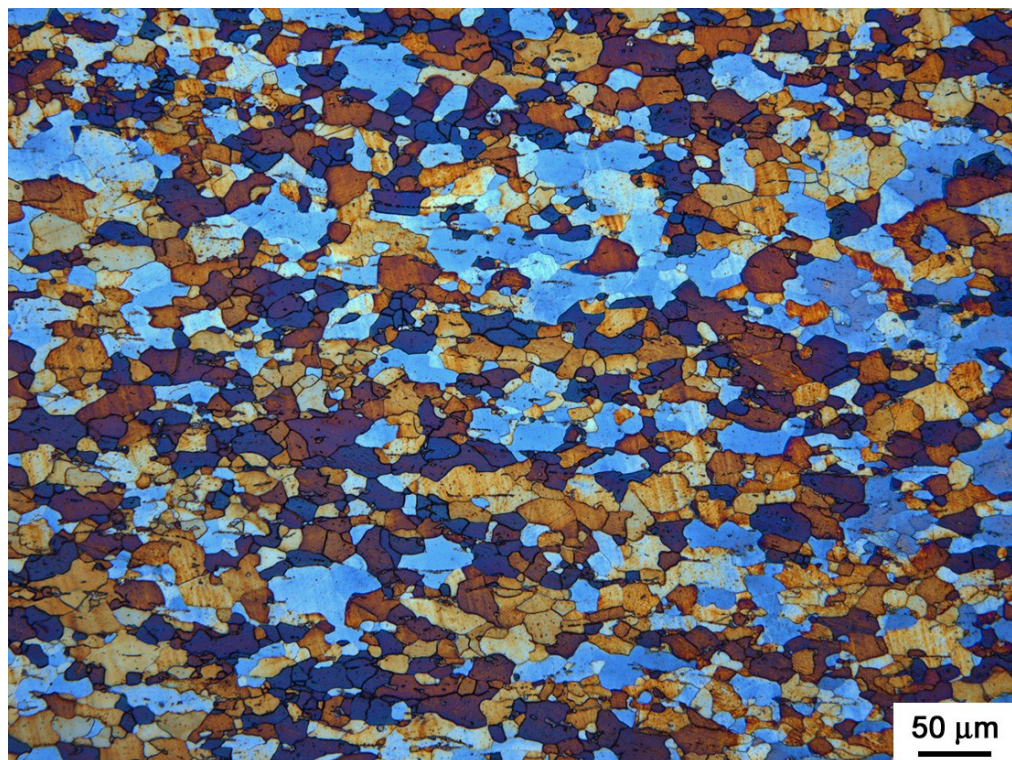
Figura 5.31 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 650 °C por 60 s (MO). Reagente metalográfico Beraha.



Fonte: A autora

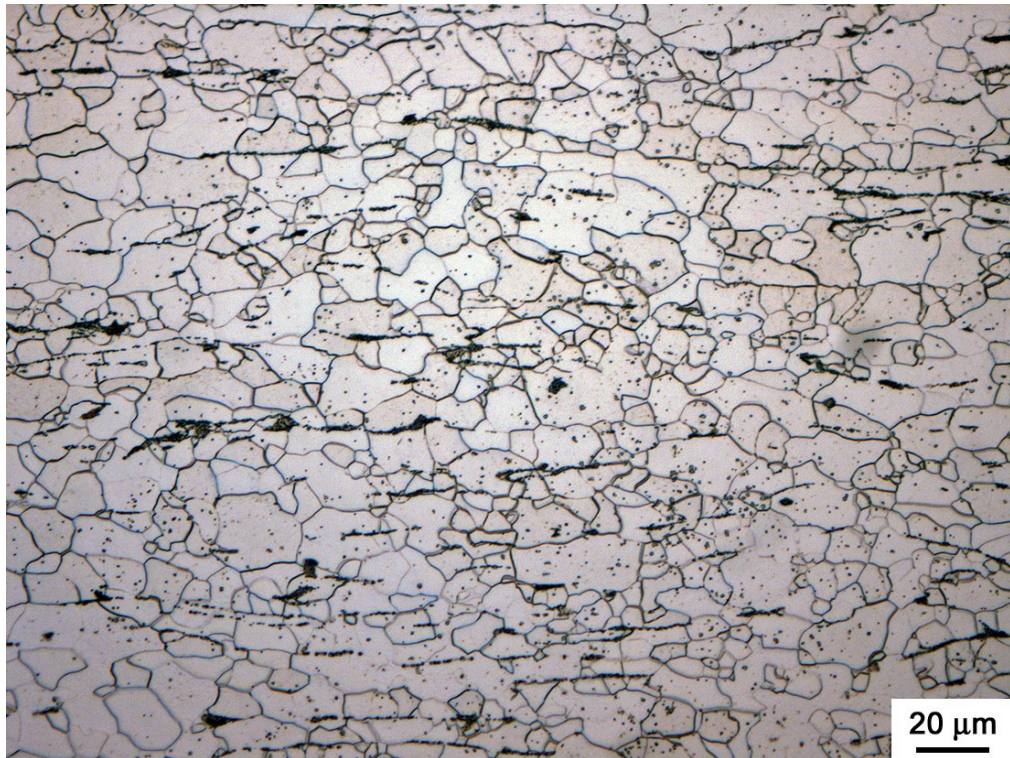
As Figuras 5.32 e 5.33 representam microestruturas 100% recrystalizadas do aço SAE 1006 deformadas em diferentes condições e tratadas termicamente na mesma temperatura, 650 °C. A amostra deformada até 50% de redução de espessura recrystalizou 100% de sua microestrutura em 240 s, enquanto para a amostra deformada até 70% o tempo foi de 120 s. Pois o principal potencial termodinâmico para a recrystalização e a energia acumulada durante a deformação, e quanto maior a deformação mais rapidamente ocorre a recrystalização [6,14].

Figura 5.32 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 50%, tratado termicamente a 650 °C por 240 s (MO). Reagente metalográfico Beraha



Fonte: A autora

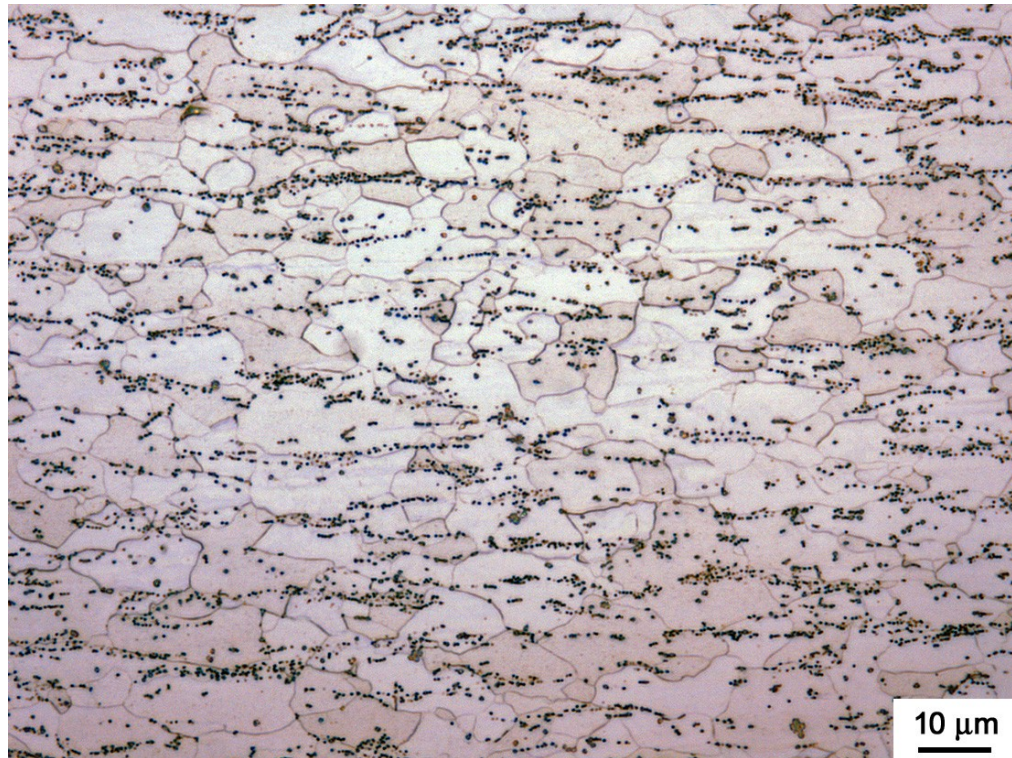
Figura 5.33 - Microestrutura do aço SAE 1006 deformado até 70%, tratado termicamente a 650 °C por 120 s (MO). Reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1)



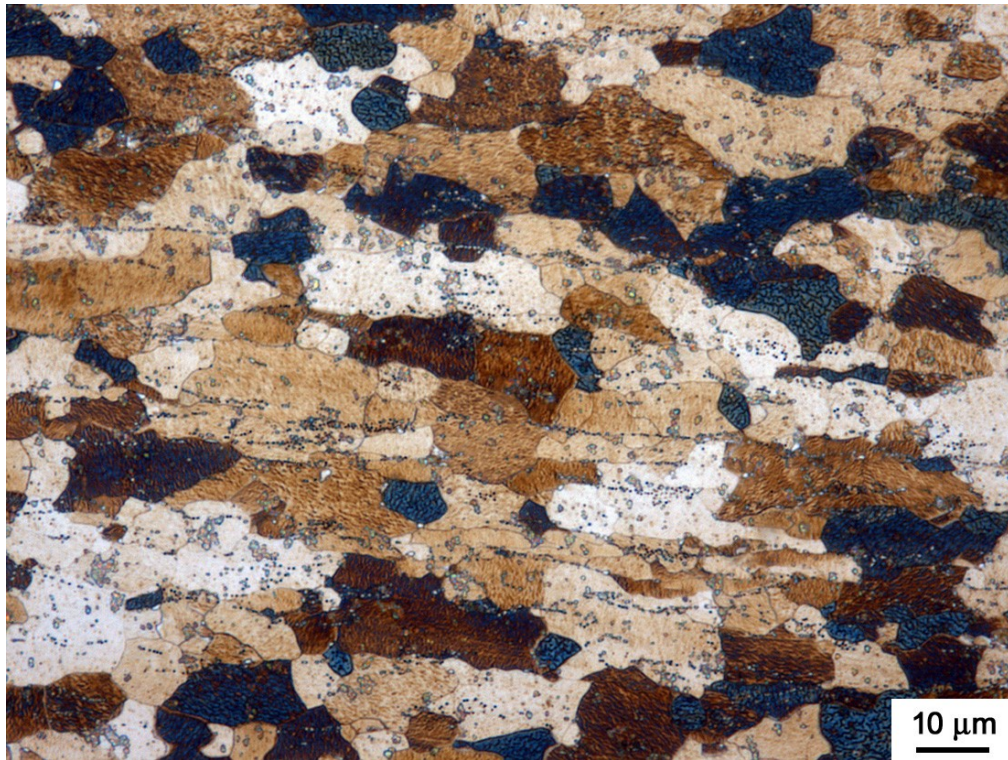
Fonte: A autora

Para o aço LNE 380 em ambas as condições de deformação, 100% de recristalização foi atingida apenas na temperatura de 700 °C no tempo de 480 s. Essa maior resistência a recristalização apresentada por esse aço decorre das forças retardadoras devida a grande quantidade de partículas finas formadas devido a presença dos elementos microligantes [1]. As Figuras 5.34 e 5.35 são as microestruturas do aço LNE 380 deformado até 50% e 70% de redução de espessura e tratado termicamente. Os grãos recristalizados são levemente alongados, isto ocorre porque durante a laminação ocorre o alinhamento das partículas na direção de laminação, e quando os novos grãos começam a crescer tem seu movimento restringido pelas partículas, e os grãos crescem mais facilmente na direção de laminação.

Figura 5.34 - Microestrutura do aço LNE 380 deformado até 50%, tratado termicamente a 700 °C por 480 s (MO): (a) reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1); (b) reagente metalográfico Beraha



(a)



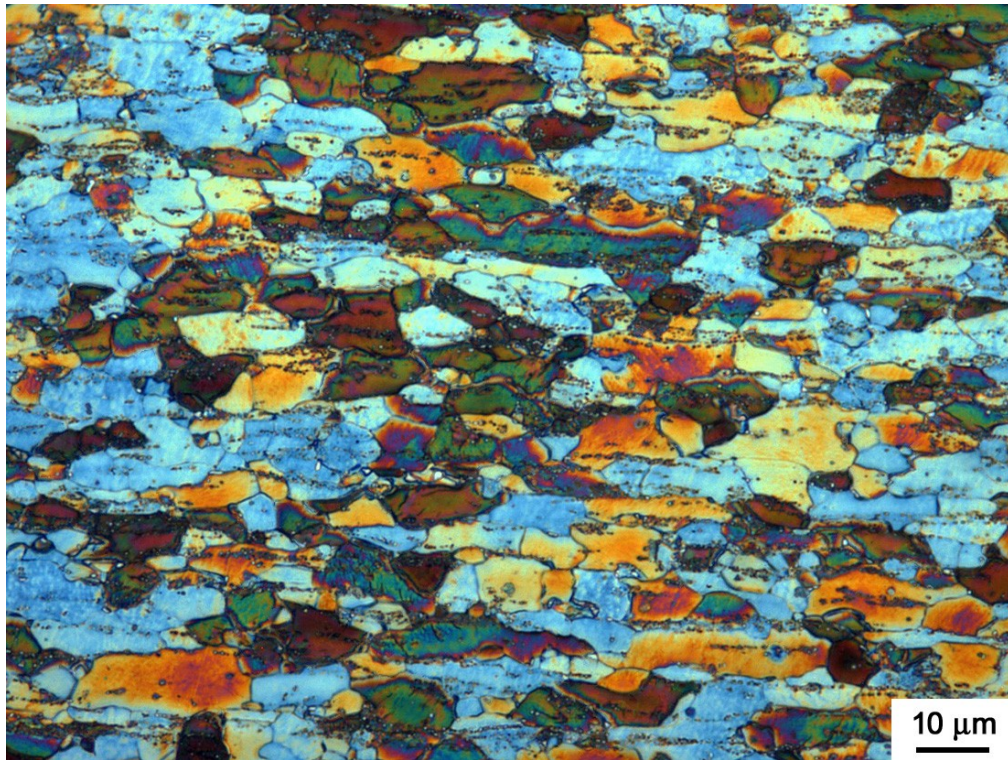
(b)

Fonte: A autora

Figura 5.35 - Microestrutura do aço LNE 380 deformado até 70%, tratado termicamente a 700 °C por 480 s (MO): (a) reagente metalográfico nital 2% e picral 2% (1:1); (b) reagente metalográfico Beraha



(a)

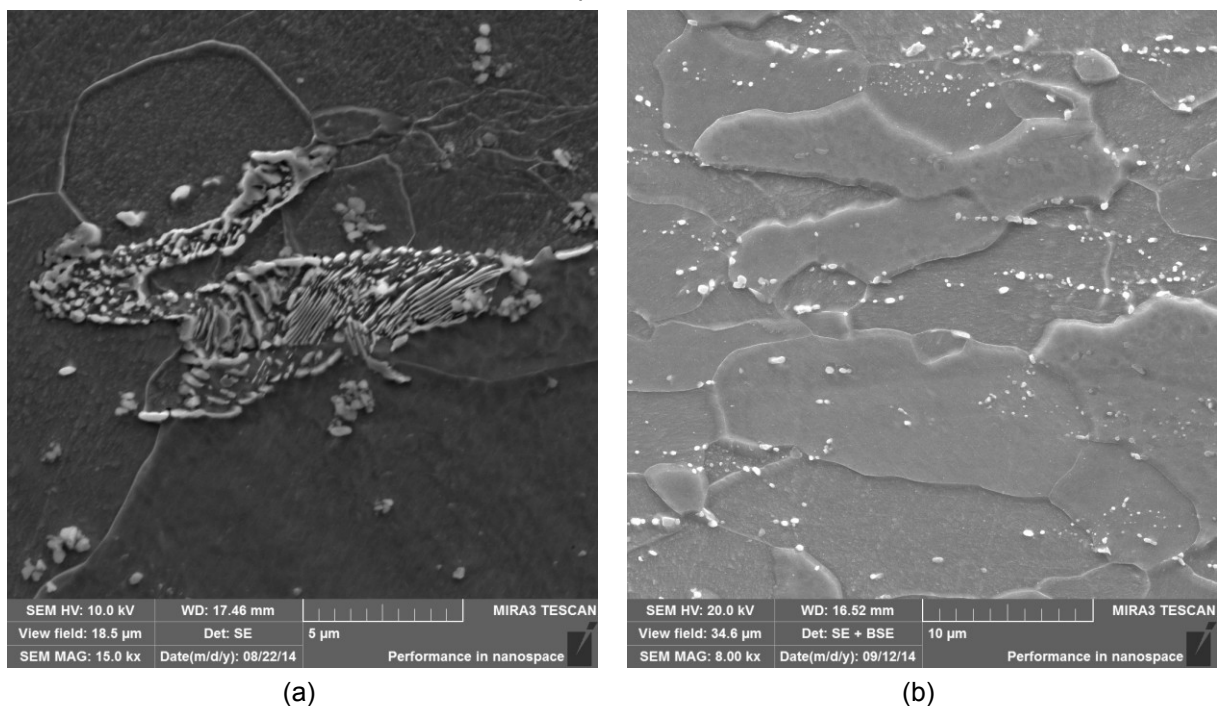


(b)

Fonte: A autora

Ambos os aços em estudo apresentam perlita no material “como recebido”. Após a laminação a maior parte da microestrutura perlítica é fragmentada. Durante o recozimento a cementita presente na perlita muda para a forma esférica, e no material 100% recristalizado já não está mais presente a microestrutura perlítica. Isto pode ser observado na Figura 5.36, onde na imagem (a) mostra uma microestrutura parcialmente recristalizada (36%) onde a microestrutura perlítica está presente. Porém, na imagem (b) quando o material atingiu 100% da recristalização está presente apenas a cementita.

Figura 5.36 - Microestrutura dos aços deformados até 50% (FEG), reagente metalográfico nital 2% e picral 2%: (a) SAE 1006 tratado termicamente a 650 °C por 60 s; (b) LNE 380 tratado termicamente a 700 °C por 480 s



Fonte: A autora

Na Tabela 5.5 estão listados os tamanhos dos grãos recristalizados para o aço SAE 1006 e LNE 380. No aço SAE 1006 o tamanho de grão recristalizado é menor que o tamanho de grão inicial, sendo 40% menor para o aço deformado até 50% e 60% menor para o aço deformado até 70%.

Já para o aço LNE 380 a tamanho final é maior que o inicial, sendo o dobro para o aço deformado até 50% e 1,75 vezes maior para o deformado até 70%. Esse aumento no tamanho do grão recristalizado ocorreu provavelmente, pois em 240 s o aço ainda não havia recristalizado 100%, mas em 480 s a amostra passou do tempo

exato de recristalização e já estava ocorrendo o crescimento dos grãos.

Tabela 5.5 - Tamanho de grão recristalizado dos aços SAE 1006 e LNE 380

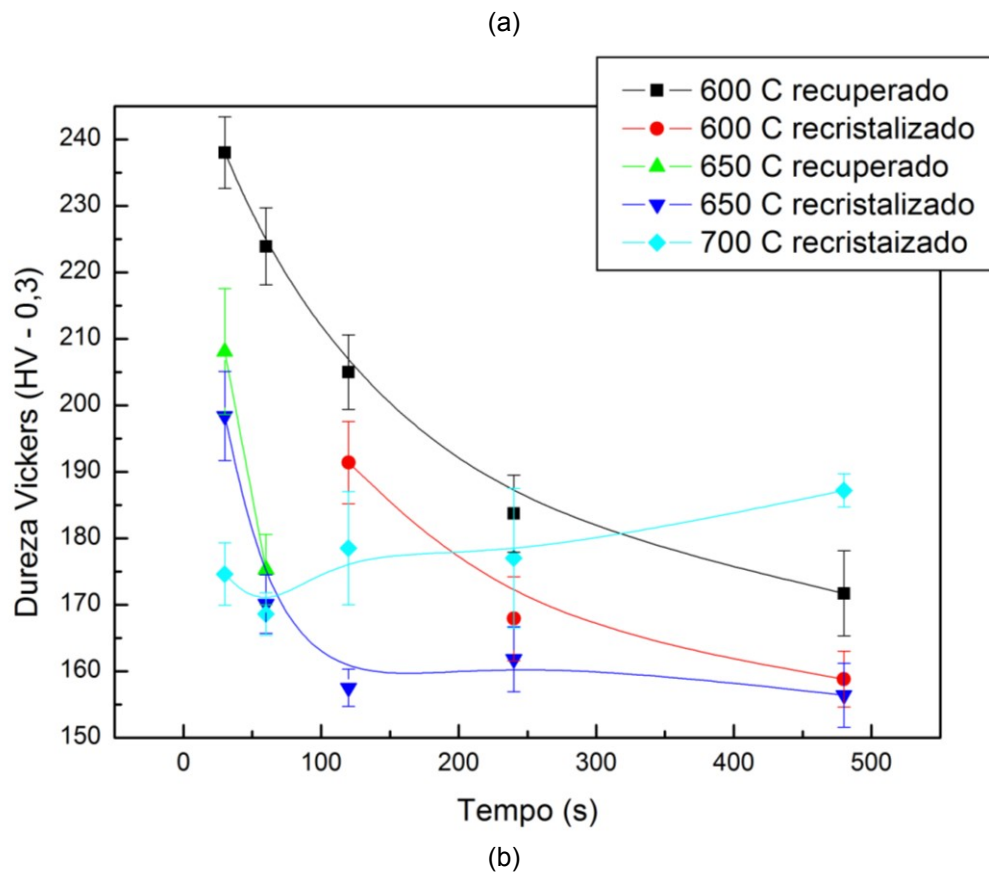
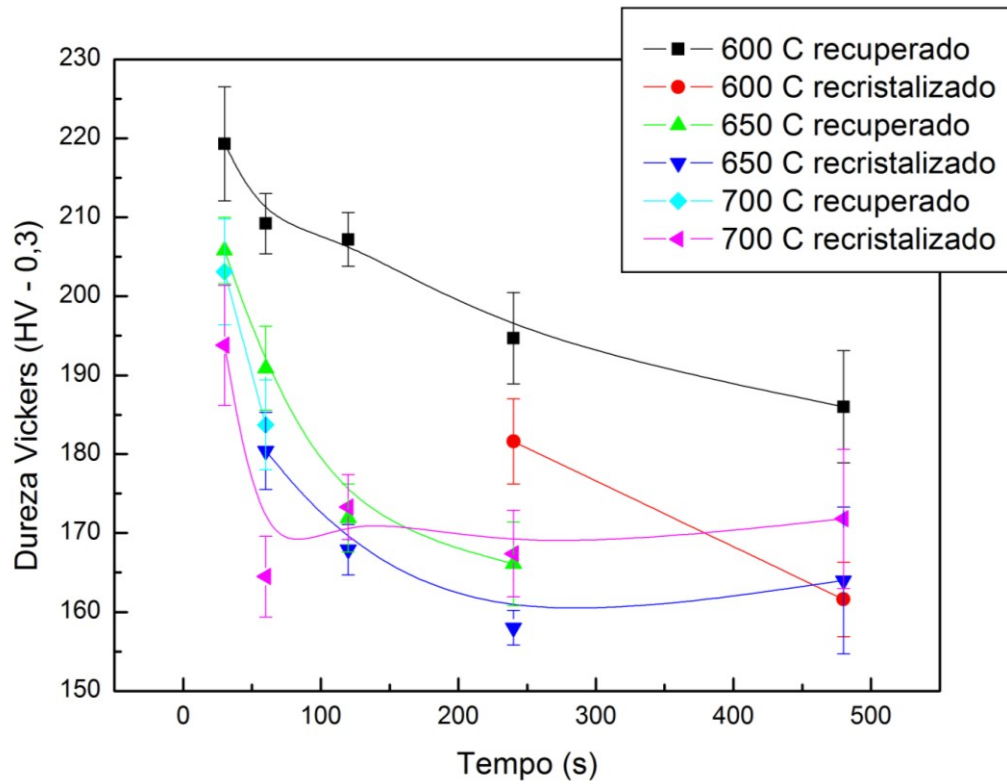
Aço	SAE 1006 – 650 °C		LNE 380 – 700 °C	
	50% 240 s	70% 120 s	50% 480 s	70% 480 s
Diâmetro do grão (μm)	15 ± 2	10 ± 1	$8 \pm 0,5$	$7 \pm 0,5$
Tamanho de grão ASTM	9	11	11	11

Fonte: A autora

A Figura 5.37 é a curva de amolecimento para o aço SAE 1006. Para este material foram feitas medidas de durezas diferentes em regiões apenas recuperadas e nas recristalizadas. As amostras deformadas até 70% apresentaram um amolecimento maior do que aquelas deformadas até 50%. As amostras tratadas a 650 °C apresentam uma menor dureza daquelas tratadas a 600 °C devido a maior recristalização. Já para as tratadas a 700 °C inicialmente ocorreu uma grande queda do valor da dureza, porém, para tempos acima de 120 s a dureza aumentou.

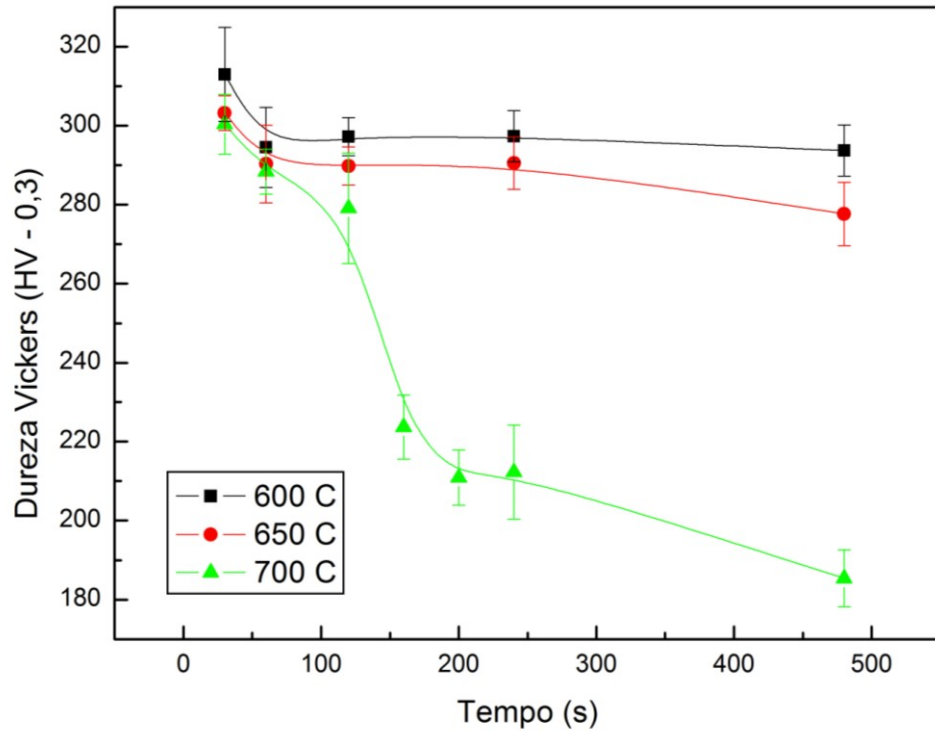
Na Figura 5.38 é dada a curva de amolecimento para o aço LNE 380. Nas temperaturas de 600 °C e 650 °C a dureza teve apenas uma pequena variação, pois ocorreu apenas recuperação, com exceção do último tempo a 650 °C para a amostra deformada até 70% onde ocorreu o início da recristalização. Já para a temperatura de 700 °C ocorreu uma grande variação no valor da dureza para ambas as deformações, e o valor final foi bem semelhante, sendo 185 HV e 184 HV para o deformado até 50% e 70%, respectivamente, os quais são próximo à dureza no estado “como recebido” que é 181 HV.

Figura 5.37 - Curva de amolecimento para o aço SAE 1006: (a) 50%; (b) 70%

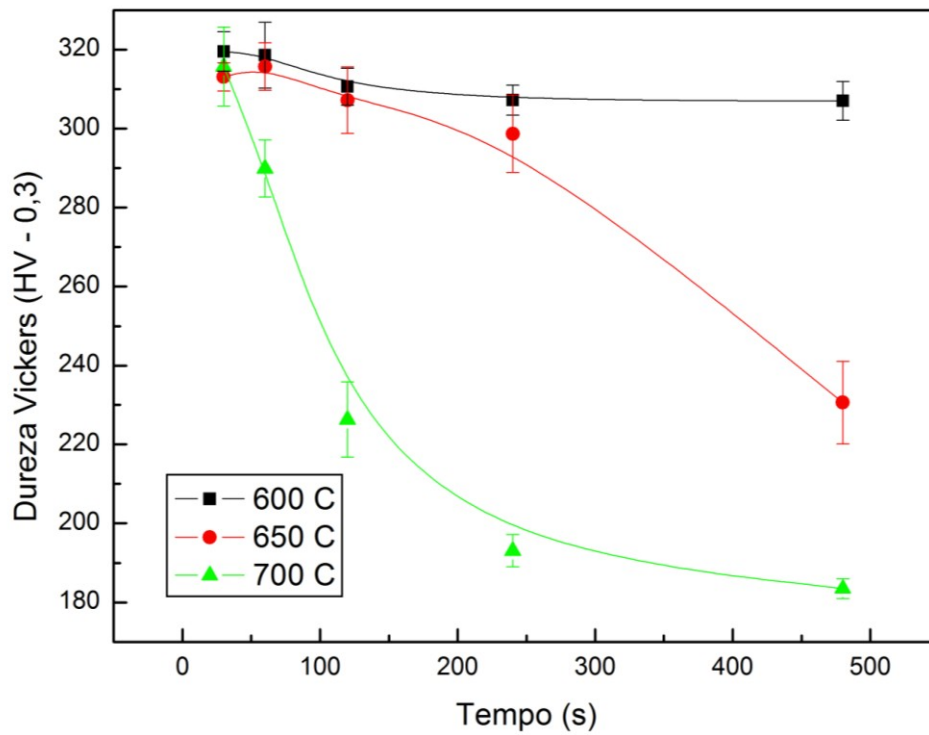


Fonte: A autora

Figura 5.38 - Curva de amolecimento para o aço LNE 380: (a) 50%; (b) 70%



(a)



(b)

Fonte: A autora

5.4.2 Cinética de recristalização

As frações recristalizadas dos aços foram calculadas com o auxílio da metalografia quantitativa utilizando as imagens obtidas por MO, para as amostras dos aços deformados até 50% e 70% de redução de espessura. Os valores são apresentados da Tabela 5.6 a 5.9. Para as regiões não recristalizadas será adotada a nomenclatura de NR.

Tabela 5.6 - Fração recristalizada do aço SAE 1006 deformado até 50% de redução de espessura

Tempo (s)	Temperatura (°C)		
	600	650	700
30	NR	4 ± 2	21 ± 5
45	-	22 ± 9	62 ± 7
60	NR	36 ± 7	84 ± 2
90	-	65 ± 8	-
120	< 2	79 ± 10	100
240	17 ± 6	100	100
480	18 ± 3	100	100

Fonte: A autora

Tabela 5.7 - Fração recristalizada do aço SAE 1006 deformado até 70% de redução de espessura

Tempo (s)	Temperatura (°C)		
	600	650	700
30	NR	7 ± 4	89 ± 4
60	NR	86 ± 8	100
120	8 ± 6	100	100
240	29 ± 11	100	100
480	80 ± 9	100	100

Fonte: A autora

Tabela 5.8 - Fração recristalizada do aço LNE 380 deformado até 50% de redução de espessura

Tempo (s)	Temperatura (°C)		
	600	650	700
30	NR	NR	NR
60	NR	NR	4 ± 3
120	NR	NR	19 ± 3
160	-	-	21 ± 3
200	-	-	40 ± 8
240	NR	NR	86 ± 8
480	NR	2 ± 1	100

Fonte: A autora

Tabela 5.9 - Fração recristalizada do aço LNE 380 deformado até 70% de redução de espessura

Tempo (s)	Temperatura (°C)		
	600	650	700
30	NR	NR	NR
60	NR	NR	3 ± 1
120	NR	NR	30 ± 4
240	NR	NR	91 ± 4
480	NR	10 ± 4	100

Fonte: A autora

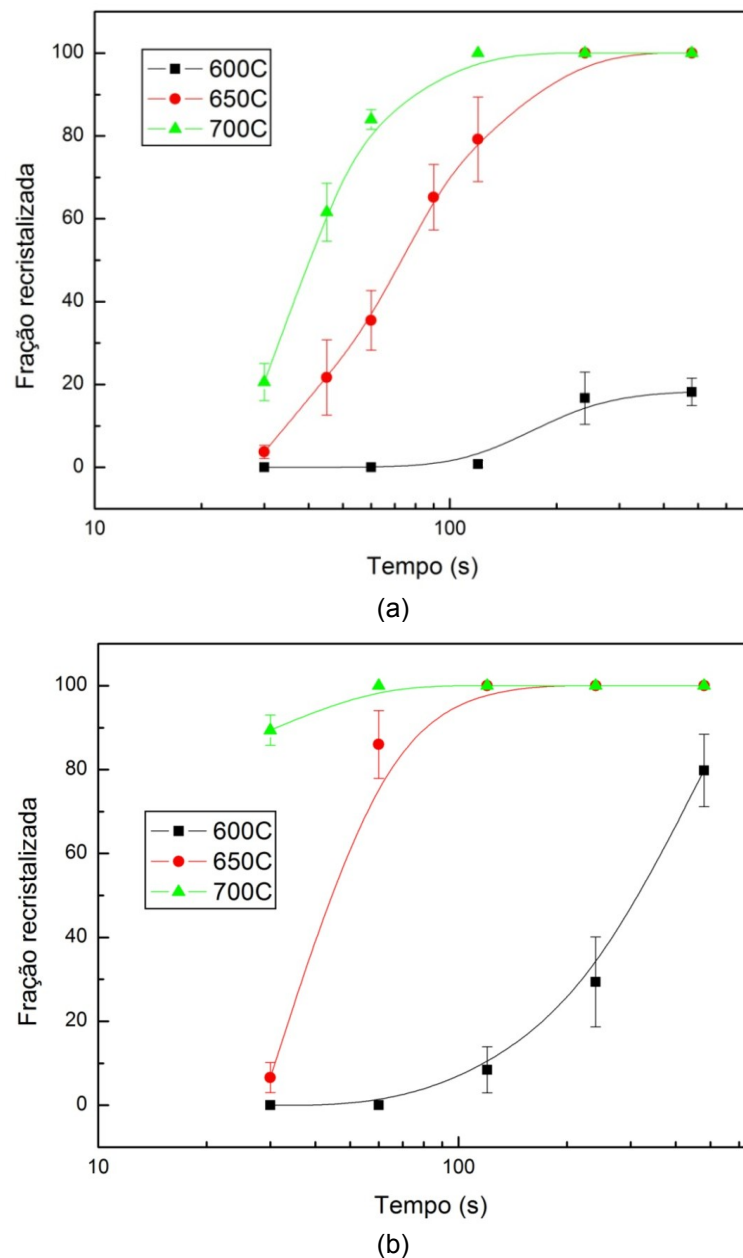
O aço SAE 1006 recristaliza em tempos mais curtos e temperatura inferior comparado ao aço LNE 380. Isto ocorre devido a grande quantidade de partículas finas e solutos presentes no aço LNE 380, sendo que estes dificultam a recristalização, fazendo com que elas ocorram em tempo e temperaturas maiores, porque atuam como barreiras para a migração dos contornos de alto ângulo [14,21].

Os gráficos de cinética de recristalização são dados nas Figuras 5.39 e 5.40. Para o aço SAE 1006 a deformação plástica influencia de forma mais ativa na cinética. Por exemplo, a 600 °C no tempo mais longo do estudo, 480 s, a amostra deformada até 50% apresenta 18% de fração recristalizada, contra 80% da amostra deformada até 70%. Para a amostra deformada até 50%, a 600 °C 100% de fração recristalizada não foi atingido em nenhum tempo do estudo, a 650 °C o tempo foi de 240 s e para 700 °C o tempo foi de 120 s. Para a amostra deformada até 70%, a 600

°C também não foi atingido 100% de fração recrystalizada, a 650 °C o tempo para atingir 100% foi de 120 s, e a 700 °C foi de 60 s.

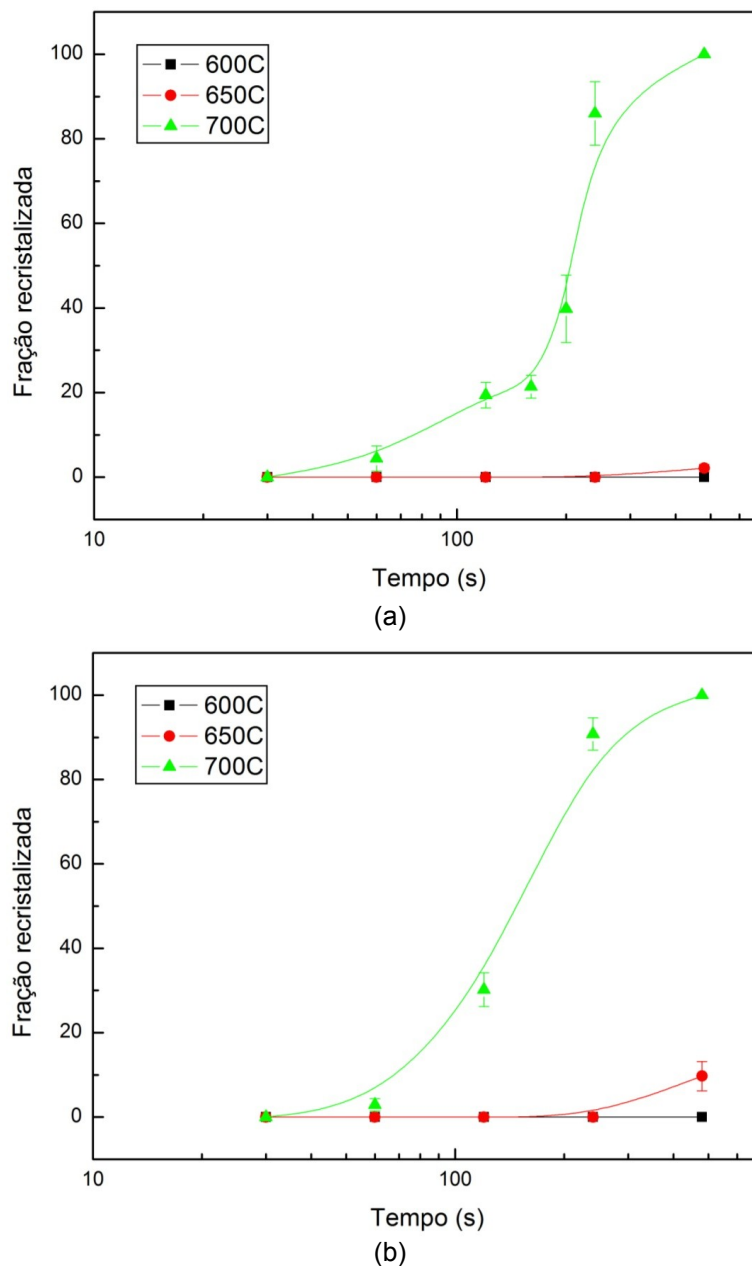
Para o aço LNE 380 diferentes graus de deformação plástica não levam a uma grande diferença na cinética de recrystalização. Neste aço a 600 °C não ocorreu recrystalização para as duas deformações em estudo. Em 650 °C o início da recrystalização ocorreu no tempo de 480 s, e apenas a 700 °C que ocorreu 100% de fração recrystalizada no tempo de 480 s.

Figura 5.39 - Cinética de recrystalização do aço SAE 1006: (a) deformado até 50%; (b) deformado até 70%



Fonte: A autora

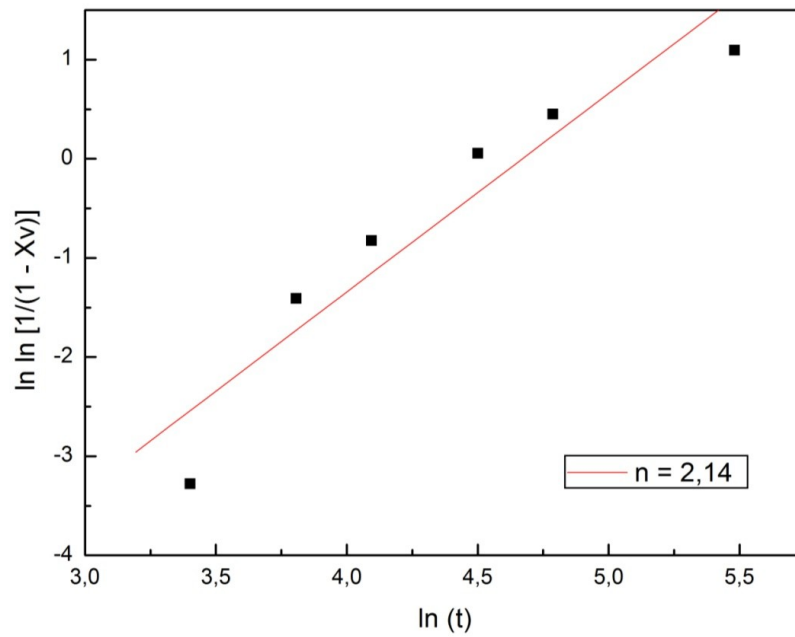
Figura 5.40 - Cinética de recristalização do aço LNE 380: (a) deformado até 50%; (b) deformado até 70%



Fonte: A autora

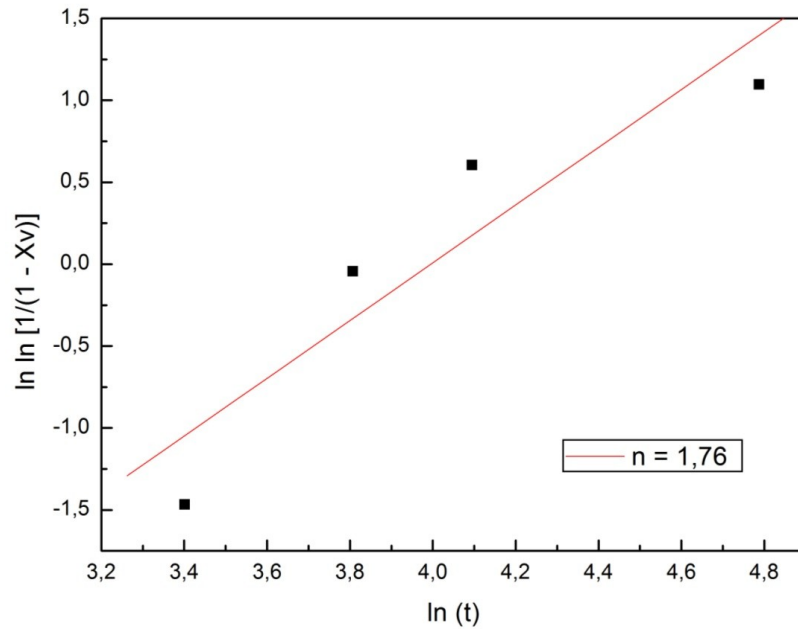
A partir dos gráficos acima foram calculados os valores experimentais do expoente de Avrami para algumas condições experimentais. As condições escolhidas foram aquelas que apresentavam a curva de cinética com o formato sigmoidal. O expoente de Avrami é o coeficiente angular das curvas que são dadas das Figuras 5.41 a 5.44. Os valores de expoente de Avrami encontrados são compatíveis por os encontrados em um estudo de cinética de recristalização para um aço *interstitial free*, onde os valores variam entre 1,3 e 2,6 [35].

Figura 5.41 - Determinação do expoente de Avrami para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 650 °C



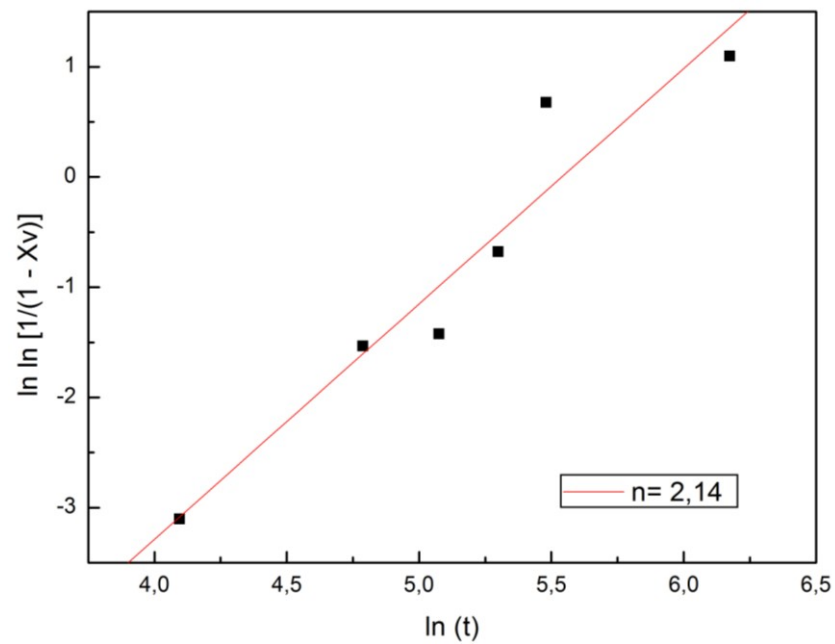
Fonte: A autora

Figura 5.42 - Determinação do expoente de Avrami para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 700 °C



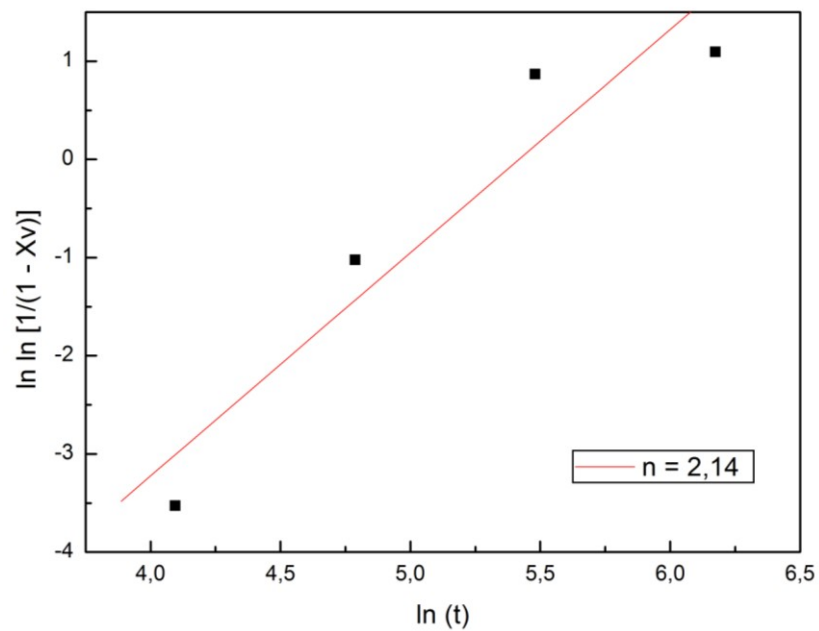
Fonte: A autora

Figura 5.43 - Determinação do expoente de Avrami para o aço LNE 380 deformado até 50% e tratado termicamente a 700 °C



Fonte: A autora

Figura 5.44 - Determinação do expoente de Avrami para o aço LNE 380 deformado até 70% e tratado termicamente a 700 °C



Fonte: A autora

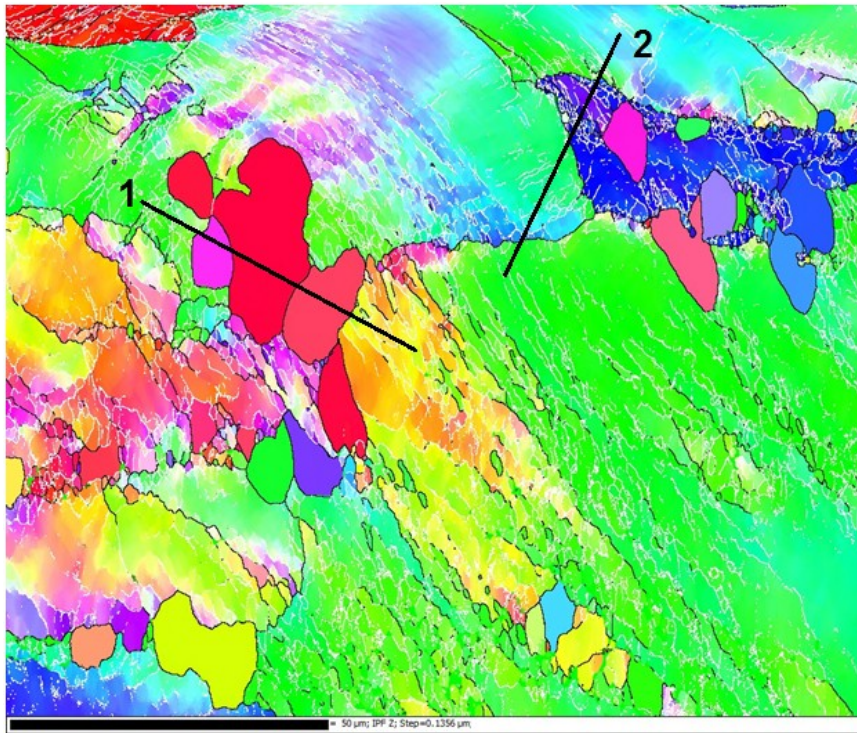
5.4.3 Análises por EBSD

Análises de microtextura pela técnica de EBSD foram realizadas em amostras parcialmente e totalmente recristalizadas. As Figuras 5.45 e 5.47 são os resultados de EBSD para amostras do aço SAE 1006 parcialmente recristalizadas, e as Figuras 5.48 e 5.49 para amostras do mesmo aço recristalizadas. Nas imagens das amostras parcialmente recristalizadas os contornos brancos representam os contornos de baixo ângulo e em preto são os contornos de alto ângulo. Nos materiais parcialmente recristalizados as regiões recuperadas são caracterizadas por não apresentarem uma cor sólida devido à diferença de orientação dentro dos grãos e também pela presença de uma grande quantidade de contornos de baixo ângulo, os quais não estão presentes nos grãos recuperados, sendo estes aqueles que apresentam uma cor sólida.

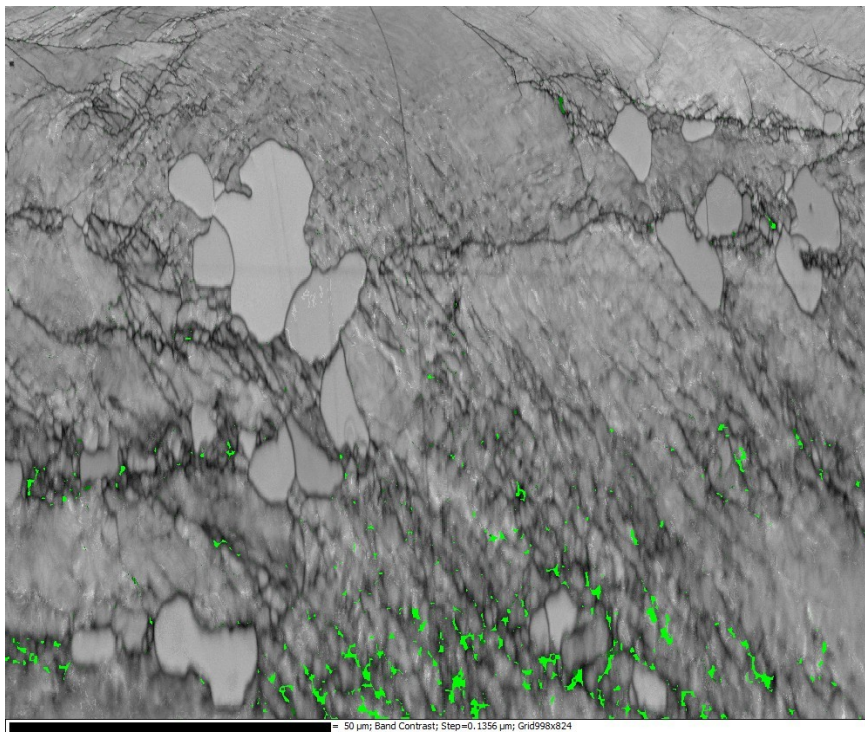
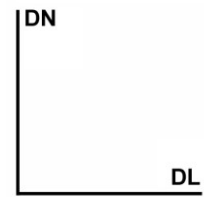
A Figura 5.46 mostra as curvas de desorientação para as linhas testes da Figura 5.45. A linha teste 1 (Figura 5.46 (a)) passa por regiões recristalizadas e não recristalizadas, é visualizado no gráfico que as diferenças de orientação para os contornos de alto ângulo variam de aproximadamente 20° a 40° , e dentro dos grãos recristalizados não tem diferenças de orientação. Quando a linha teste passa pela região não recristalizada existe uma pequena diferença de orientação dentro dos antigos grãos de aproximadamente 5° . A linha teste 2 (Figura 5.46 (b)) passa apenas por regiões não recristalizadas, então por toda extensão da linha existe uma pequena desorientação, e quando a linha passa pelos antigos contornos de grão a desorientação varia de 20° a 50° . Essa pequena desorientação dentro das regiões não recristalizadas ocorre devido a grande quantidade de discordâncias que formam subcontornos de grãos [5].

Já para as amostras recristalizadas todos os grãos apresentam a cor sólida e ausência de contornos de baixo ângulo. Para a amostra SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 700°C por 120 s (Figura 5.49) já está ocorrendo o crescimento dos grãos recristalizados.

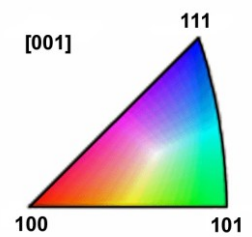
Figura 5.45 - Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 650 °C por 30 s, 4% de fração recristalizada: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores



(a)



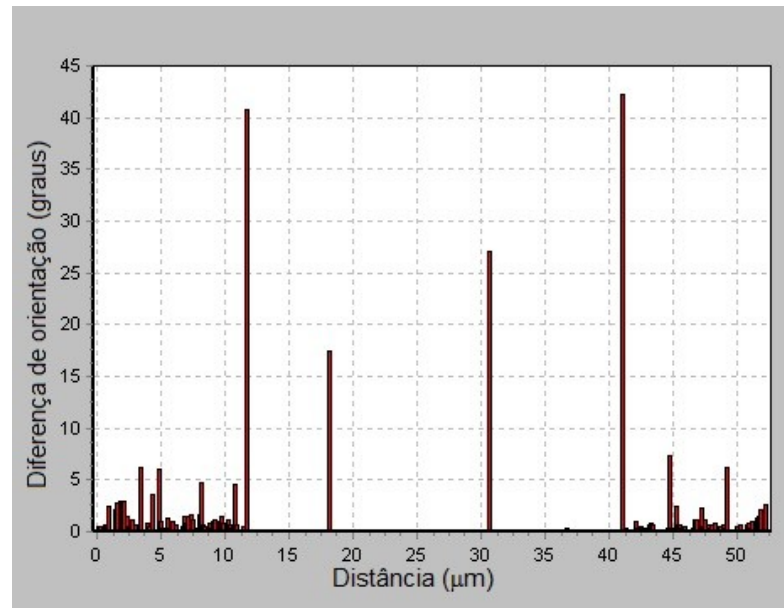
(b)



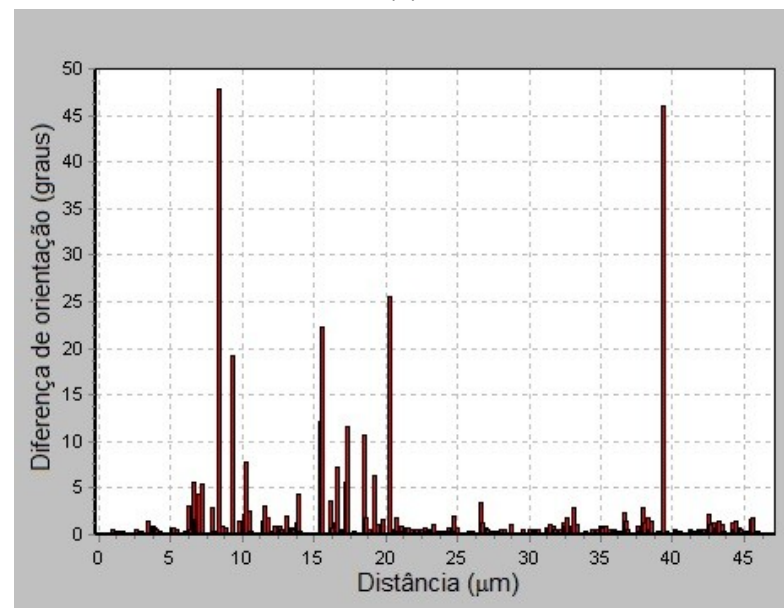
(c)

Fonte: A autora

Figura 5.46 - Curvas de desorientação ponto a ponto para as linhas teste da Figura 5.45: (a) Linha teste 1; (b) Linha teste 2



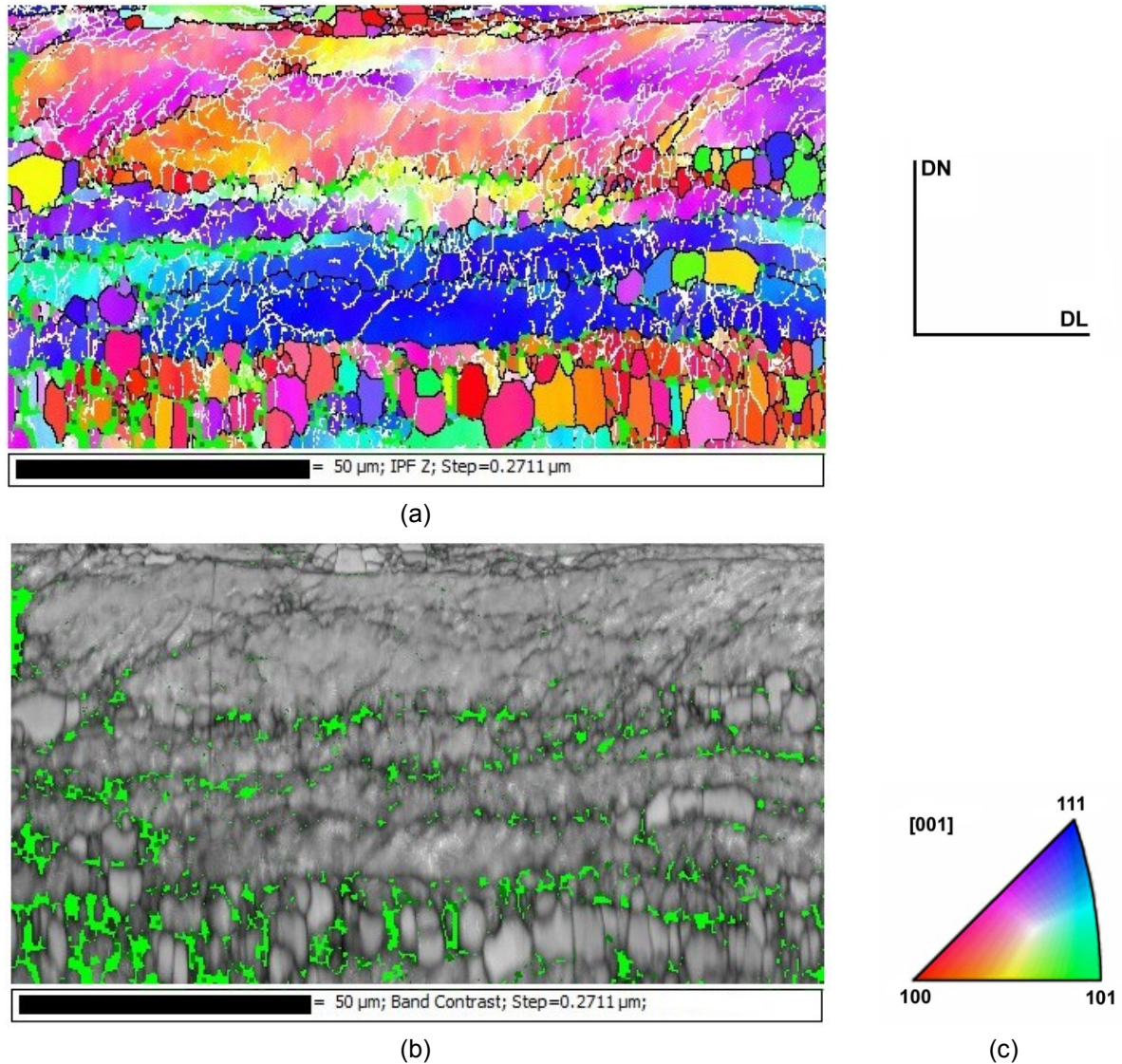
(a)



(b)

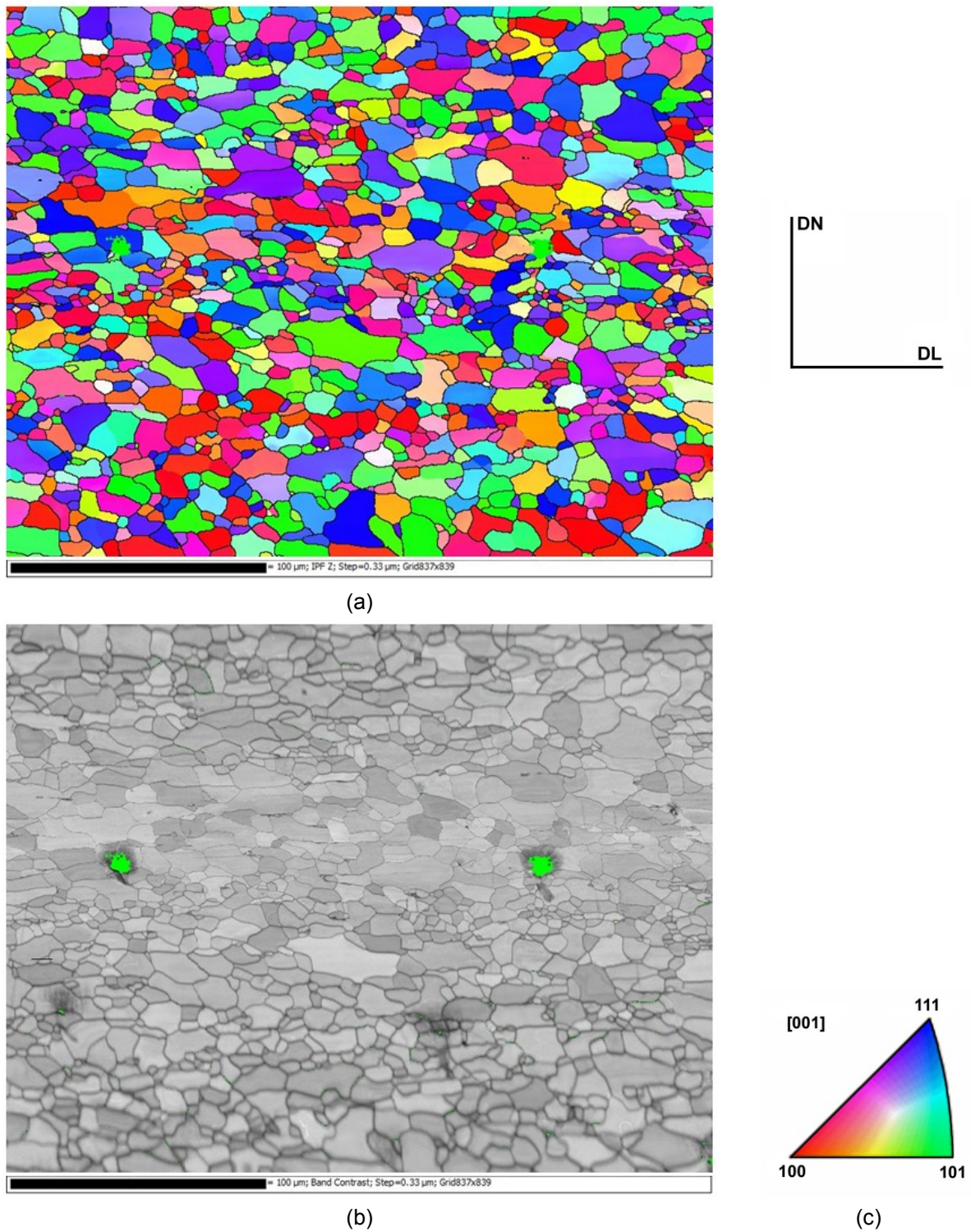
Fonte: A autora

Figura 5.47 - Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 70% e tratado termicamente a 650 °C por 30 s, 7% de fração recristalizada: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores



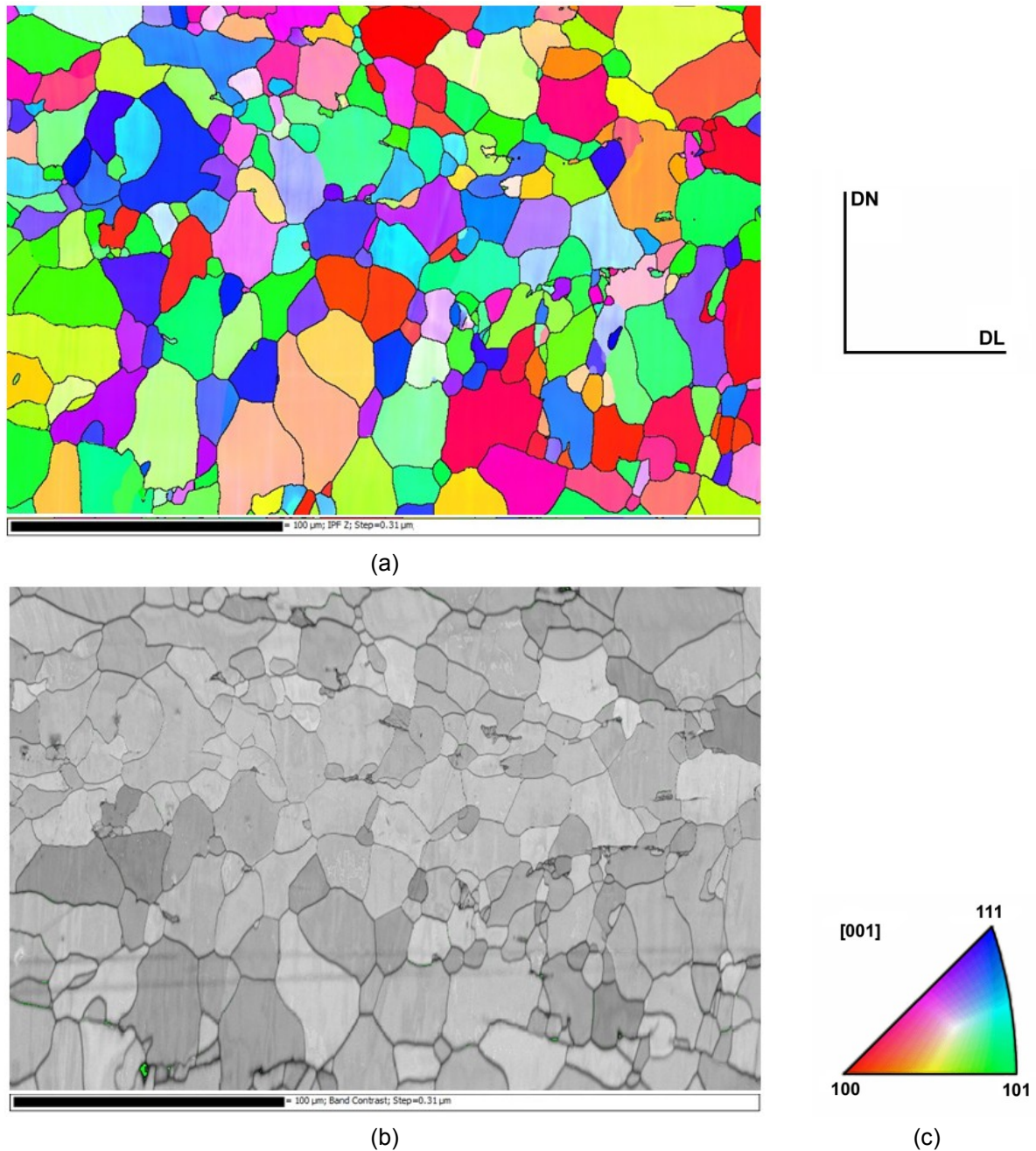
Fonte: A autora

Figura 5.48 - Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 70% e tratado termicamente a 650 °C por 120 s, 100% recristalizado: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores



Fonte: A autora

Figura 5.49 - Resultado de EBSD para o aço SAE 1006 deformado até 50% e tratado termicamente a 700 °C por 120 s, 100% recristalizado: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores



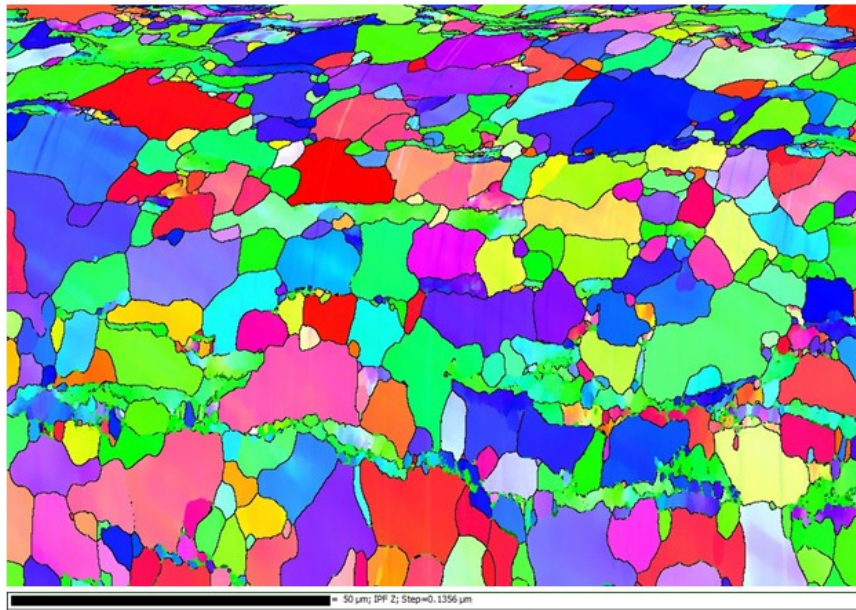
Fonte: A autora

As Figuras 5.50 e 5.51 são os resultados de EBSD para amostras do aço LNE 380, sendo a primeira uma amostra parcialmente recristalizada e a segunda uma amostra recristalizada. Na imagem da amostra parcialmente recristalizada pode-se observar alguns grãos ainda bem alongados, os quais passaram apenas por recuperação. Porém, esta imagem sofreu grande distorção.

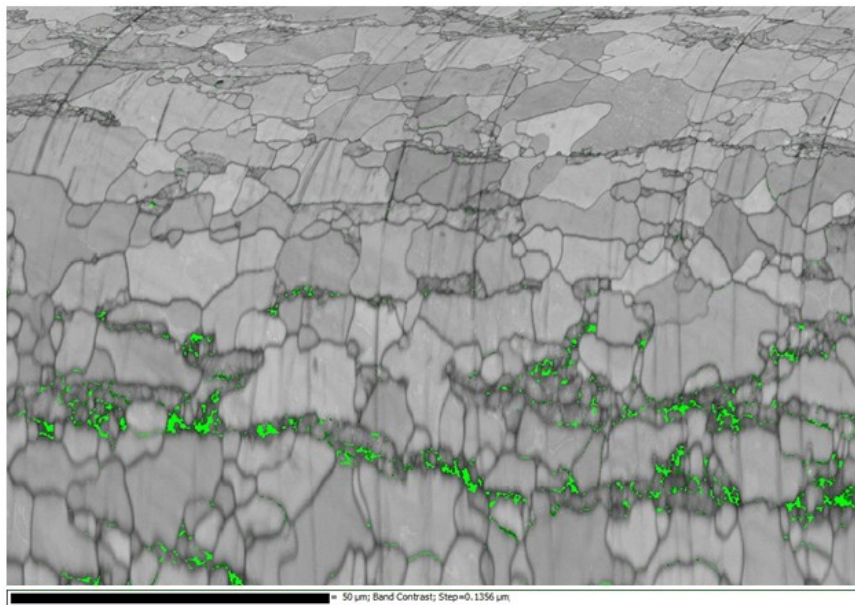
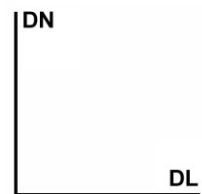
Para a amostra 100% recristalizada do aço LNE 380 deformado até 70% e

tratado termicamente a 700 °C por 480 s é observado que está ocorrendo o crescimento dos grãos.

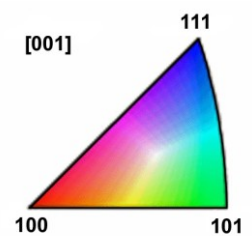
Figura 5.50 - Resultado de EBSD para o aço LNE 380 deformado até 70% e tratado termicamente a 700 °C por 120 s, 30% de fração recristalizada: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores



(a)



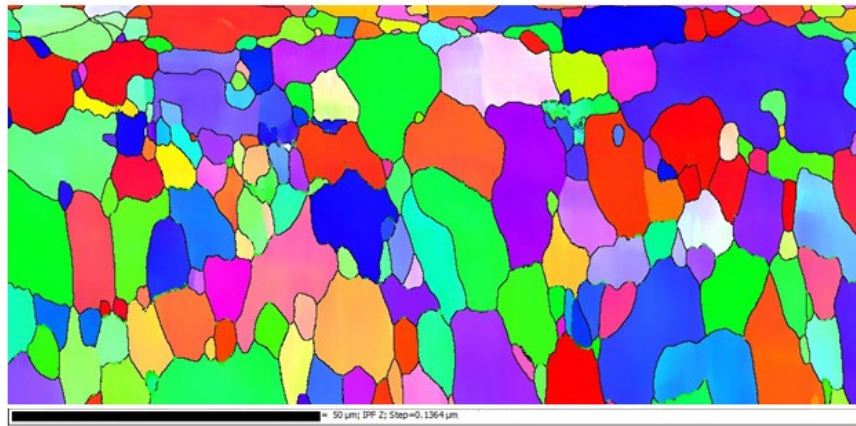
(b)



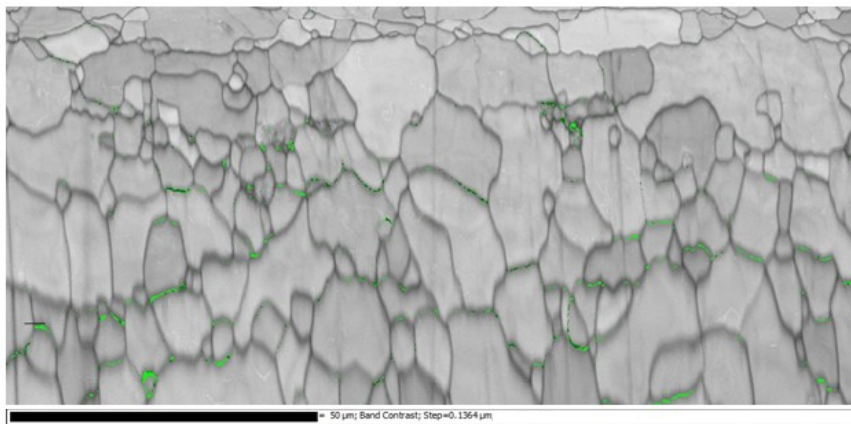
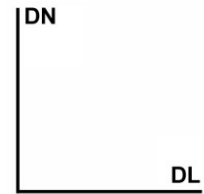
(c)

Fonte: A autora

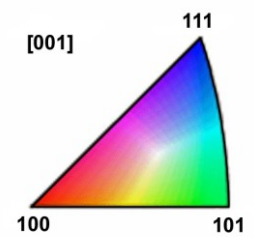
Figura 5.51 - Resultado de EBSD para o aço LNE 380 deformado até 70% e tratado termicamente a 700 °C por 480 s: (a) mapa de orientações; (b) mapa do índice de qualidade; (c) triângulo unitário de referência de cores



(a)



(b)



(c)

Fonte: A autora

6 CONCLUSÕES

As temperaturas A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} e A_{r3} , determinadas para o material no estado “como recebido”, asseguram que o estudo de recristalização deste trabalho foi realizado no campo ferrítico.

O aço LNE 380 devido ao menor tamanho de grão inicial, grande quantidade de partículas finas e soluto apresenta um maior endurecimento que o aço SAE 1006. Para a deformação de 90% o aço SAE 1006 apresentou um ganho de dureza de 65% comparado ao material “como recebido”, e o aço LNE 380 um ganho de 83%.

Os dois aços em estudo apresentam componentes de textura inicial semelhantes sendo do tipo $\{011\} \langle 100 \rangle$, típicos de cisalhamento, uma vez que as medidas foram feitas na superfície da amostra.

O aço SAE 1006 apresentou textura de fibra parcial α para a deformação de 50%, a qual foi mais intensa para as deformações de 70% e 90%. Para essas duas últimas deformações também foi desenvolvida a textura de fibra γ . O aço LNE 380 apresentou as mesmas fibras para as deformações de 50%, 70% e 90%, mas mais desenvolvidas que para o aço SAE 1006.

O aço LNE 380 laminado com as sequências de mais e menos passes tem as texturas de fibra parcial α e fibra γ mais intensas do que o mesmo aço que passou pela sequência inicial. Um maior número de passes resultou em uma textura mais intensa.

Não ocorreu recristalização para o aço LNE 380 tratado a 600 °C, e a 650 °C apenas no último tempo do estudo ocorreu o início da recristalização. A completa recristalização ocorreu na temperatura de 700 °C. Para o aço SAE 1006 ocorreu recristalização parcial a 600 °C e completa recristalização a 650 °C e 700 °C.

Na temperatura de 650 °C para aço SAE 1006 deformado até 50% o tempo

de recristalização é de 240 s e o tamanho do grão recristalizado é $15 \pm 2 \mu\text{m}$. Para a deformação de 70% o tempo é de 120 s o tamanho do grão recristalizado é $10 \pm 1 \mu\text{m}$.

Para o aço LNE 380 a recristalização ocorreu a 700°C no tempo de 480 s para as duas condições de deformações em estudo. O tamanho de grão obtido é de $8 \pm 0,5 \mu\text{m}$ e $7 \pm 0,5 \mu\text{m}$ para o aço deformado até 50% e 70%, respectivamente.

REFERÊNCIAS

- 1 High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels. In: **ASM Metals Handbook – Properties and Selection Irons Steels and High-Performance Alloys**. V. 1. ASM, 2004, p 1009-1099.
- 2 GLADMAN, T. **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels**. 1 ed. Londres: The Institute of Materials, 1997.
- 3 MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2. ed. USA: Cambridge University Press, 2009.
- 4 SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering**. 6ª ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999.
- 5 PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3. ed. revisada e ampliada. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
- 6 HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004.
- 7 DOHERTY, R.D.; HUGHES, D.A.; HUMPHREYS, F. J.; JONAS, J.J.; JUUL JENSEN, D.; KASSNER, M.E.; KING, W.E.; MCNELLEY, T.R.; MCQUEEN, H.J.; ROLLETT, A.D. Current issues in recrystallization: a review. **Materials Science and Engineering A**, v. 238, p. 219–274, 1997.
- 8 SIQUEIRA, R. P. de; SANDIM, H. R. Z; RAABE, D. Particle Stimulated Nucleation in Coarse-Grained Ferritic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, n. 1 , p. 469-478, jan. 2013.
- 9 CHEN, C. Y.; YEN, H. W.; KAO, F. H.; LI, W. C.; HUANG, C. Y.; YANG, J. R.; WANG, S.H. Precipitation hardening of high-strength low-alloy steels by nanometer-sized carbides. **Materials Science and Engineering A**, v. 499, p. 162–166, 2009.
- 10 FATEHI, A.; CALVO, J.; ELWAZRI, A. M.; YUE, S. Strengthening of HSLA steels by cool deformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 4233–4240, 2010.
- 11 REIP, C. P.; SHANMUGAM, S.; MISRA, R. D. K. High strength microalloyed CMn(V–Nb–Ti) and CMn(V–Nb) pipeline steels processed through CSP thin-slab technology: Microstructure, precipitation and mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, v. 424, p. 307–317, 2006.
- 12 MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

- 13 PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia**. 1. ed. Curitiba: Hemus, 2000.
- 14 PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr, F. **Crescimento das regiões recristalizadas**. In: Workshop sobre textura e relações de orientação, 2001. Anais do Workshop sobre textura e relações de orientação. São Paulo: EDUSP, 2001. CD-ROM.
- 15 VIANA, C. S. C.; PAULA, A. S. **Texturas de deformação**. In: Workshop sobre textura e relações de orientação, 2001. Anais do Workshop sobre textura e relações de orientação. São Paulo: EDUSP, 2001. CD-ROM.
- 16 SANDIM, H. R. Z. **Heterogeneidades de Deformação: uma visão microscópica**. In: II Workshop sobre textura e relações de orientação, 2003. Anais do II Workshop sobre textura e relações de orientação. São Paulo: EDUSP, 2003. CD-ROM.
- 17 BRESCIANI Filho, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação Plástica dos Metais**. 6ª ed. São Paulo: EPUSP, 2011.
- 18 DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. Tradução: Antonio Sergio de Sousa e Silva; Luiz Henrique de Almeida; Paulo Emílio Valadão de Miranda. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A., 1981.
- 19 LAHOTI, G. D.; SEMIATIN, S. L. Flat, Bar, and Shape Rolling. In: **ASM Metals Handbook – Forming and Forging**. V. 14. ASM, 2004, p. 739-779.
- 20 DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy** (SI Metric Edition). 3. ed. Nova York: McGraw-Hill Company, 1988.
- 21 RIOS, P. R.; SICILIANO Jr, F.; SANDIM, H. R. Z.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. Nucleation and Growth During Recrystallization. **Materials Research**, v. 8, p.225-238, 2005.
- 22 LIAO, G. J.; GALL, R. LE; SAINDRENAN, G. Experimental investigations into kinetics of recrystallisation of cold rolled nickel. **Materials Science And Technology**, v. 14, n. 5, p. 411-416, maio 1998.
- 23 STÜWE, H. P.; PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr, F. Competition between recovery and recrystallization. **Materials Science and Engineering A**, v. 333, p. 361-367, 2002.
- 24 HUPALO, M. F. **Estudos de encruamento, recristalização e textura na superliga INCOLOY MA 956**. 2003, 134 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.
- 25 HUPALO, M. F.; PADILHA, A. F.; SANDIM, H. R. Z.; KLIAUGA, A. M. Cold Swaging, Recovery and Recrystallization of Oligocrystalline INCOLOY MA 956—Part II: Annealed State. **ISIJ International**, v. 44, p.1902-1910, 2004.
- 26 OYARZÁBAL, M.; MARTÍNEZ-DE-GUERENU, A.; GUTIÉRREZ, I. Effect of stored energy and recovery on the overall recrystallization kinetics of a cold rolled

low carbon steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 485, p. 200-209, 2008.

27 ENGLER, O.; RANDLE, V. **Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture, and orientation mapping**. 2^a ed. Boca Raton: CRC Press, 2010.

28 LIMA, N. B.; LIMA, L. M. G.; PADILHA, A. F. **Texturas de recristalização**. In: Workshop sobre textura e relações de orientação, 2001. Anais do Workshop sobre textura e relações de orientação. São Paulo: EDUSP, 2001. CD-ROM.

29 VUROBI Jr, S. **Caracterização microestrutural de um aço SAE 4118H modificado submetido a diferentes tratamentos isotérmicos**. 2007, 165 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2007

30 BENSCOTER, A. O.; BRAMFITT, B. L. Metallography and Microstructures of Low-Carbon and Coated Steels. In: **ASM Metals Handbook – Metallography and Microstructures**. V. 9. ASM, 2004. p 1413 e 1414.

31 ASTM International. **ASTM E 562-02 – Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. USA, 2002.

32 ASTM International. **ASTM E 384-11 – Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials**. USA, 2011.

33 PINTO, A. L.; LOPES, A. M. **A utilização da técnica de EBSD em estudos de microtextura e mesotextura**. In: Workshop sobre textura e relações de orientação, 2001. Anais do Workshop sobre textura e relações de orientação. São Paulo: EDUSP, 2001. CD-ROM.

34 FALLEIROS, I. G. S.; CAMPOS, M. F. **Nucleação da recristalização**. In: Workshop sobre textura e relações de orientação, 2001. Anais do Workshop sobre textura e relações de orientação. São Paulo: EDUSP, 2001. CD-ROM.

35 YE, W.; LE GALL, R.; SAINDRENAN, G. A study of the recrystallization of an IF steel by kinetics models. **Materials Science and Engineering A**. v. 322, p. 41-46, 2002.

ANEXO A

Ábacos para interpretação das Funções de Distribuição de Orientações (FDO).

