

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e Minas

Dissertação de Mestrado

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DO TEMPO
DE RECOZIMENTO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DE UM AÇO
MICROLIGADO AO NIÓBIO PARA APLICAÇÃO
NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA**

Autor: Marcos Natanael Marinho

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Dezembro de 2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e Minas

Marcos Natanael Marinho

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DO TEMPO
DE RECOZIMENTO NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DE UM AÇO
MICROLIGADO AO NIÓBIO PARA APLICAÇÃO
NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais.

Área de Concentração: Metalurgia Física

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
Dezembro de 2018

M338i

Marinho, Marcos Natanael.

Influência da temperatura e do tempo de recozimento nas propriedades mecânicas e microestrutura de um aço microligado ao nióbio para aplicação na indústria automotiva [manuscrito] / Marcos Natanael Marinho. – 2018.

xix, 123 f., enc.: il.

Orientador: Dagoberto Brandão Santos.

Coorientador: Fernando de Souza Costa.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f.115 – 123.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Aço -- Metalurgia - Teses.
3. Estampagem (Trabalhos em metal) - Teses. 4. Metais --Propriedades mecânicas - Teses. I. Santos, Dagoberto Brandão. II. Costa, Fernando de Souza. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)

À Deus.

Aos meus pais.

À Patricia Moreira pelo amor e companheirismo.

À minha filha Elizabeth Kathleen pela inspiração.

Aos meus irmãos, familiares, colegas e amigos pelo apoio.

Agradecimentos

À Usiminas, nas pessoas de Silmar Luis Rabelo, Geraldo Arruda Maia e Alex Sandro Mol e Silva pela oportunidade de realização deste projeto.

Ao Dr. Fernando de Souza Costa pela orientação, dedicação, disponibilidade, paciência, sugestões apresentadas, conhecimento transmitido e grande companheirismo e amizade.

A equipe da Laminação a Frio e do Centro de Pesquisa da Usiminas pelo apoio, direto ou indireto, nesse propósito.

Meus agradecimentos em especial ao Professor Dr. Dagoberto Brandão Santos pela dedicada orientação, disponibilidade, acompanhamento, preocupação, paciência e grande amizade.

Aos demais colegas da Usiminas e da UFMG, pelo suporte e colaboração.

A todos que contribuíram direta ou indiretamente para a elaboração deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	vii
LISTA DE TABELAS	xiv
LISTA DE EQUAÇÕES	xv
LISTA DE NOTAÇÕES	xvi
RESUMO.....	xviii
ABSTRACT.....	xix
1. INTRODUÇÃO	1
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1 Aços de alta resistência mecânica para a indústria automobilística.....	3
3.1.1 Aços alta resistência baixa liga (ARBL) microligados ao nióbio	7
3.2 Mecanismos de endurecimento	9
3.2.1 Efeito do tamanho de grão	11
3.2.2 Endurecimento por solução sólida.....	13
3.2.3 Endurecimento por precipitação.....	14
3.2.4 Endurecimento por aumento de densidade de deslocamentos	15
3.3 Efeitos da composição química.....	16
3.4 Textura Cristalográfica	21
3.4.1 Função de distribuição de orientações.....	24
3.4.2 Textura de deformação em metais ccc.....	26
3.4.3 Textura de Recristalização	26
3.4.4 Efeito do carbono e nitrogênio	29
3.5 Propriedades Mecânicas	30
3.6 Processos Industriais de Laminação de Aços Planos	35
3.6.1 Laminação a Quente	36

3.6.1.1 Temperatura do forno de reaquecimento de placas	36
3.6.1.2 Temperatura de acabamento.....	37
3.6.1.3 Temperatura de bobinamento.....	39
3.6.2 Laminação a Frio.....	40
3.6.2.1 Redução a frio	42
3.6.2.2 O tratamento térmico	44
3.6.2.2.1 O processo de recozimento em caixa.....	46
3.6.2.2.2 Recuperação	51
3.6.2.2.3 Recristalização e crescimento de grão.....	53
3.6.2.2.4 Cinética de recristalização.....	54
3.6.2.3 Laminação de encruamento.....	58
3.6.2.3.1 Limite de escoamento descontínuo.....	58
3.6.2.3.2 Supressão do patamar de escoamento.....	60
4. METODOLOGIA	61
4.1 Processamento do Material em Escala Industrial.....	62
4.2 Processamento do Material em Forno Piloto.....	63
4.2.1 Tratamento térmico: curva térmica 1 (CT1).....	65
4.2.2 Tratamento térmico: curva térmica 2 (CT2).....	67
4.3 Identificação e preparação das amostras.....	69
4.4 Ensaio Mecânicos	70
4.4.1 Ensaio de tração.....	70
4.4.2 Ensaio de dureza Vickers.....	70
4.5 Análise Microestrutural	70
4.6 Tamanho de Grão Recristalizado	71
4.7 Textura Cristalográfica	71

4.8 Laminador de Encruamento	71
4.9 Infraestrutura e Recursos Necessários	73
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	73
5.1 Ensaio Mecânicos	73
5.1.1 Ensaio de tração.....	73
5.1.1.1 Limite de resistência	73
5.1.1.2 Limite de escoamento	76
5.1.1.3 Alongamento	79
5.1.2 Ensaio de dureza Vickers.....	80
5.1.3 Correlação linear	82
5.2 Avaliação da Micrografia	83
5.2.1 Avaliação da microestrutura via microscopia óptica.....	83
5.2.1.1 Ciclo térmico na condição CT1	83
5.2.1.2 Ciclo térmico na condição CT2.....	86
5.2.2 Avaliação da micrografia via microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	91
5.2.3 Evolução da microestrutura ao longo do ciclo térmico	99
5.3 Tamanho de Grão Recristalizado	100
5.4 Cinética da Recristalização	102
5.5 Textura Cristalográfica	102
5.6 Laminador de Encruamento	109
5.6.1 Supressão do patamar definido de escoamento.....	111
6. CONCLUSÕES.....	112
7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS.....	113
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	114
9. REFERÊNCIAS	115

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Evolução das emissões médias de CO ₂ da frota de automóveis na UE	4
Figura 3.2. Tensão versus porcentagem de alongamento para diferentes tipos de aço e suas aplicações no corpo estrutural do veículo	5
Figura 3.3. Relação experimental de Hall-Petch para aços carbono-manganês e carbono-manganês-nióbio	6
Figura 3.4. Comparação de aços em relação ao limite de resistência e alongamento	6
Figura 3.5. Curvas tensão-deformação para algumas classes de aço ARBL laminados a frio e recozidos	8
Figura 3.6. Mecanismos de endurecimento em aços de alta resistência recozidos em recozimento em caixa	11
Figura 3.7. Efeito do tamanho de grão e dos solutos no escoamento	12
Figura 3.8. Efeito da adição de solutos no limite de escoamento de um aço	13
Figura 3.9. Micrografia (TEM) mostrando o núcleo de TiN com a precipitação epitaxial de NbC e precipitados complexos (Ti, Nb)(CN)	17
Figura 3.10. Efeito do nióbio na resistência à deformação para vários tamanhos de precipitados de NbC	18
Figura 3.11. Efeito das adições de Nb e V no limite de escoamento de aços ARBL laminados a frio e recozidos em recozimento contínuo ($T_{\text{recozimento}} = 760^{\circ}\text{C}$)	19
Figura 3.12. Efeito do manganês no limite de escoamento de aços Nb e Nb-V laminados a frio e recozidos em recozimento contínuo ($T_{\text{recozimento}} = 815^{\circ}\text{C}$)	19
Figura 3.13. Diagrama de equilíbrio termodinâmico em função das frações de constituintes, para o aço ARBL microligado ao nióbio, construído com a modelagem Thermo-Calc	20
Figura 3.14. Representação da célula unitária para a estrutura cúbica de corpo centrado e (b) representação de direções e planos cristalográficos	21
Figura 3.15. Previsão de rotação de polos pela teoria inicial de Taylor	23
Figura 3.16. Rotação dos ângulos de Euler ϕ_1 , Φ e ϕ_2	24
Figura 3.17. Representação esquemática da seção do espaço de Euler com $\phi_2 = 45^{\circ}$ mostrando a posição de algumas das principais fibras e componentes de textura	24

Figura 3.18. Representação simplificada do espaço de Euler com as principais fibras e orientações. Adaptado de (Humphreys; Hatherly. 2004)	25
Figura 3.19. Densidade de orientação $f(g)$ ao longo de fibras (a) α e (b) γ para diferentes estágios de recristalização em aço laminado a frio após recozimento a 700°C	27
Figura 3.20. Função de distribuição de orientação das seções $\varphi_2 = 45^\circ$ do espaço de Euler: Verde claro $\{111\} \langle 110 \rangle$, verde escuro $\{001\} \langle 100 \rangle$, azul escuro $\{111\} \langle 112 \rangle$, azul claro $\{011\} \langle 100 \rangle$, amarelo $\{001\} \langle 110 \rangle$, rosa $\{110\} \langle 110 \rangle$ e vermelho $\{112\} \langle 110 \rangle$; após 75% de laminação a frio seguida de (a) recozimento em caixa e (b) recozimento contínuo a 680°C .	28
Figura 3.21. Intensidades de orientação ao longo das fibras α ($\varphi_1 = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$) e γ ($\phi = 55^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$) de três amostras de chapas de aço com dupla redução	29
Figura 3.22. Efeito da temperatura de recozimento na dureza do aço ARBL laminado a frio. (Deformações: \square 15%, \blacksquare 30%, Δ 45%, \blacktriangle 60%, \bullet 80%)	30
Figura 3.23. Variação no limite de escoamento e resistência à tração com o resultado de deformação e recozimento. (Deformações: \square LE 30%, \blacksquare LR 30%, \circ LE 30%, \bullet LR 45%, Δ LE 60%, \blacktriangle LR 60%)	31
Figura 3.24. Correlação linear observada entre dureza e tamanho de grão ferrítico das amostras totalmente recristalizadas	32
Figura 3.25. Comparação dos valores médios de microdureza em diferentes temperaturas de recozimento em aços ARBL microligados ao Nb e ao Ti	32
Figura 3.26. Variação na microdureza (H_V) durante o processo de recozimento para três diferentes aços ARBL microligados	33
Figura 3.27. Correlação entre a resistência e a dureza do aço ARBL laminado a frio e recozido	34
Figura 3.28. Arranjos típicos de rolos/cilindros para laminadores. (a) Laminador duo; (b) laminador duo reversível; (c) laminador trio; (d) laminador quádruplo; (e) laminador agrupado .	35
Figura 3.29. Processos metalúrgicos durante laminação de tiras a quente em aços ARBL.	36
Figura 3.30. Solubilidade do carboneto de nióbio e carbonitreto de nióbio na fase austenítica do aço de baixo carbono .	37

Figura 3.31. Temperatura de final de recristalização em função da quantidade de solutos, mostrando o efeito de diferentes elementos de liga em aços ARBL	38
Figura 3.32. Solubilidade do carboneto de nióbio e do nitreto de nióbio na fase ferrita em aço de baixo carbono (0,03 % Nb, 0,05% C e 0,01% N)	39
Figura 3.33. Resistência à tração ajustada em função do teor de nióbio e temperatura de bobinamento	40
Figura 3.34. Fluxo esquemático das etapas de processo da laminação a frio	41
Figura 3.35. Alteração na microestrutura obtida no material após a laminação no laminador a frio.	42
Figura 3.36. Influência do teor de nióbio ou vanádio na temperatura final de recristalização de aços ARBL, processados com diferentes taxas de redução a frio	43
Figura 3.37. Intensidade das Fibras α e γ , comparada ao aumento do grau de deformação a frio	44
Figura 3.38. Comparação esquemática de ciclos de recozimento em caixa e contínuo com o diagrama de equilíbrio Fe-Fe ₃ C	45
Figura 3.39. Limite de escoamento obtido em aços laminados a frio e recozidos em recozimento contínuo e em caixa para diferentes percentuais de nióbio	46
Figura 3.40. Recozimento em caixa Usiminas planta de Ipatinga – MG	47
Figura 3.41. Esquema das etapas do recozimento em caixa.	47
Figura 3.42. Representação esquemática (a) do forno e (b) do aquecimento diferenciado na bobina ao longo das espiras	48
Figura 3.43. Desenho esquemático (a) do recozimento em caixa (forno, abafador, convector, base e posicionamento de termopares) e (b) gráfico característico de registro de temperaturas nas fases de aquecimento, encharque e resfriamento no ciclo de recozimento em caixa	49
Figura 3.44. Desenho esquemático indicando mudanças importantes nas propriedades (a) na redução por trabalho a frio e (b) em cada região nos estágios de recozimento	49
Figura 3.45. Diagrama esquemático dos principais estágios no processo de recozimento; (a) estado deformado, (b) recuperado, (c) parcialmente recristalizado, (d) totalmente recristalizado, (e) crescimento de grãos e (f) crescimento anormal de grãos	51
Figura 3.46. Esquema de mecanismos sucessivos de anulação de deslocamentos	52

Figura 3.47. Representação esquemática mostrando as mudanças da estrutura das deslocções durante a recuperação	52
Figura 3.48. Medição de microdureza ao longo do tempo de recozimento isotérmico a 340°C	55
Figura 3.49. Comparação da fração recristalizada quantificada por ensaios de microdureza e por microscopia óptica	56
Figura 3.50. Comparação da fração de área recristalizada durante o recozimento baseada nas medições KAM	57
Figura 3.51. Evolução da fração de área recristalizada em diferentes temperaturas de recozimento	57
Figura 3.52. Comportamento típico do limite de escoamento descontínuo	59
Figura 3.53. Interação entre solutos e deslocções	60
Figura 3.54. Representação esquemática da propagação das bandas de deformações durante o passe de encruamento	61
Figura 4. 1. Corte da chapa laminada a frio em tiras.....	63
Figura 4.2. Disposição das tiras para processo em forno piloto.....	63
Figura 4.3. Forno piloto FAC III – SILICONIT e controladores YOKOGAWA UP351.....	64
Figura 4.4. Curva do ciclo térmico de recozimento em forno piloto (CT1).....	65
Figura 4.5. Curva do ciclo térmico de recozimento em forno piloto (CT2).....	67
Figura 4.6. Identificação das amostras e obtenção dos CPs.	69
Figura 4.7. Laminador piloto reversível.	72
Figura 5.1. Variação do LR ao longo do ciclo de recozimento (CT1).....	74
Figura 5.2. Variação do LR ao longo do ciclo de recozimento (CT2).....	75
Figura 5.3. Variação do LR ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).....	76
Figura 5.4. Variação do LE ao longo do ciclo de recozimento (CT1).	77
Figura 5.5. Variação do LE ao longo do ciclo de recozimento (CT2).	78
Figura 5.6. Variação do LE ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).....	78
Figura 5.7. Figura. Variação do alongamento uniforme ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).....	79
Figura 5.8. Variação do alongamento total ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2)...	80

Figura 5.9. Variação de dureza (H_V) ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).	81
Figura 5.10. Correlação entre (a) LR (MPa) e (b) LE (MPa) com a dureza Vickers do aço (H_V).....	82
Figura 5.11. Microestrutura obtida para amostra sem recozimento (encruada).....	83
Figura 5.12. Microestrutura obtida para amostra recozida por 6 h – 622°C (CT1).	84
Figura 5.13. Microestrutura obtida para amostra recozida por 13 h – 690°C (CT1).	84
Figura 5.14. Microestrutura obtida para amostra recozida por 18 h – 690°C (CT1).	85
Figura 5.15. Microestrutura obtida para amostra recozida por 27 h (CT1).....	85
Figura 5.16. Microestrutura obtida para amostra recozida por 48 h (CT1).....	86
Figura 5.17. Microestrutura obtida para amostra recozida por 2 h (CT2).....	87
Figura 5.18. Microestrutura obtida para amostra recozida por 7 h (CT2).....	87
Figura 5.19. Microestrutura obtida para amostra recozida por 23 h (CT2).....	88
Figura 5.20. Microestrutura obtida para amostra recozida por 24 h (CT2).....	89
Figura 5.21. Microestrutura obtida para amostra recozida por 26 h (CT2).....	89
Figura 5.22. Microestrutura obtida para amostra recozida por 48 h (CT2).....	90
Figura 5.23. Micrografia obtida no MEV. Microestrutura típica ferrita-perlita para amostra sem recozimento (encruada) com grãos alongados de ferrita e nódulos de perlita.	91
Figura 5.24. Micrografia obtida no MEV. Microestrutura típica ferrita-perlita para amostra sem recozimento (encruada).	92
Figura 5.25. Micrografia obtida no MEV para amostra no início de encharque.	92
Figura 5.26. Micrografia obtida no MEV para amostra no início de encharque.	93
Figura 5.27. Micrografia obtida no MEV para amostra com 13 h de encharque a 690°C. Formação de carbonetos esferoidizados.	93
Figura 5.28. Micrografia obtida no MEV para amostra com 13 h de encharque a 690°C. Formação de carbonetos esferoidizados.	94
Figura 5.29. Micrografia obtida no MEV para amostra com 15 h de encharque a 690°C. Aglomeração de carbonetos esferoidizados.....	94
Figura 5.30. Micrografia obtida no MEV para amostra com 15 h de encharque a 690°C. Aglomeração de carbonetos esferoidizados.....	95
Figura 5.31. Micrografia obtida no MEV para amostra no estágio final da recristalização. Poucos grãos de ferrita deformados e não recristalizados e presença de MnS alongado.....	96

Figura 5.32. Micrografia obtida no MEV para amostra no final da recristalização. Poucos grãos de ferrita deformados e não recristalizados e presença de MnS alongado.....	96
Figura 5.33. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h. Grãos de ferrita e carbonetos esferoidizados.	97
Figura 5.34. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h. Grãos de ferrita, carbonetos esferoidizados e precipitados.....	97
Figura 5.35. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h destacando finos precipitados no interior do grão da ferrita.	98
Figura 5.36. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h destacando o contorno de grão e precipitados.	98
Figura 5.37. Evolução da microestrutura do aço ARBL ao longo do ciclo térmico de recozimento em caixa.	99
Figura 5.38. Fração recristalizada das amostras recozidas nas condições CT1 e CT2 em função do tempo de recozimento.	102
Figura 5.39. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras α , durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.....	103
Figura 5.40. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras α , durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.....	104
Figura 5.41. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras γ durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.....	105
Figura 5.42. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras γ durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.....	105
Figura 5.43. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras η durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.....	106
Figura 5.44. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras η durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.....	106
Figura 5.45. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras cúbica durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.....	107
Figura 5.46. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras cúbica durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.....	108

Figura 5.47. Variação do LR em função do percentual de alongamento no laminador de encruamento.	110
Figura 5.48. Variação do LE em função do percentual de alongamento no laminador de encruamento.	110
Figura 5.49. Variação do alongamento total em função do percentual de alongamento no laminador de encruamento.	111
Figura 5.50. Comportamento do patamar de escoamento a) sem laminação de encruamento e b) 2% de alongamento.	111
Figura 5.51. Comportamento do patamar de escoamento a) sem laminação de encruamento e b) 2,5% de alongamento.	112

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição química do aço (% em massa)	9
Tabela 4. 1. Composição química do aço (% em massa)	62
Tabela 4. 2. Requisitos de propriedades mecânicas do aço	62
Tabela 4.3. Ciclo de recozimento do aço em escala industrial	64
Tabela 4.4. Amostras retiradas do forno. Ciclo de recozimento (CT1)	66
Tabela 4.5. Amostras retiradas do forno. Ciclo de recozimento (CT2)	68
Tabela 4.6. Realização dos passes de encruamento e alongamento total obtido.	72
Tabela 5.1. Resultados de determinação de tamanho de grão ferrítico recristalizado ao longo do final do ciclo térmico na condição CT1	100
Tabela 5.2. Resultados de determinação de tamanho de grão ferrítico recristalizado ao longo do final do ciclo térmico na condição CT2	101
Tabela 5.3. Propriedades mecânicas antes e após passes de encruamento	109

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 3.1.....	11
Equação 3.2.....	14
Equação 3.3.....	16
Equação 3.4.....	33
Equação 3.5.....	34
Equação 3.6.....	34
Equação 3.7.....	52
Equação 3.8.....	54
Equação 3.9.....	55
Equação 5.1.....	82
Equação 5.2.....	82

LISTA DE NOTAÇÕES

α	Fase ferrítica
γ	Fase austenítica
Φ, ϕ_1 e ϕ_2	Ângulos da notação de Bunge
AA	Acalmado ao alumínio
Ac1	Temperatura crítica inferior
Ac3	Temperatura crítica superior
Al	Alumínio
AlN	Nitreto de alumínio
ALt	Alongamento percentual total
ARBL	Aço de alta resistência e baixa liga
B	Boro
BAF	Recozimento em caixa (<i>Batch annealing furnace</i>)
BF	Bobina Laminada a Frio
BQ	Bobina laminada a quente
C	Carbono
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrada
CP	<i>Complex Phase</i>
CR	Laminado a frio sem recozimento (<i>cold rolling</i>)
DL	Direção de Laminação
DN	Direção Normal
DP	<i>Dual Phase</i>
DT	Direção Transversal

EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de RX <i>(Energy-dispersive X-ray spectroscopy)</i>
FB	Aço ferrita bainita <i>(Ferrite Bainitic)</i>
FDO	Função de distribuição de orientações
HF	<i>Hot Formed</i>
HSLA	Aço de alta resistência e baixa liga <i>(High Strength Low Alloy)</i>
IF	Aço Livre de Intersticiais <i>(Interstitial free)</i>
KAM	Desorientação Média de Núcleo <i>(Kernel Average Misorientation)</i>
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mn	Manganês
MnS	Sulfeto de manganês
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
ODF	Função de distribuição de orientações (Orientation Distribution Function)
TCM	Laminador a frio tipo Tandem <i>(Tandem cold mil)</i>
TG	Tamanho de grão
Ti	Titânio
TRIP	Aço com transformação de fase induzida por deformação plástica <i>(Transformation Induced Plasticity)</i>
TWIP	Aço com plasticidade induzida por maclação <i>(Twinning-Induced Plasticity)</i>
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
V	Vanádio

RESUMO

A crescente demanda na indústria automotiva por materiais funcionais e de melhor qualidade superficial exige produtos que atendam a elevados requisitos de propriedades mecânicas e qualidade, quando conformados a frio. A tendência do mercado aponta para materiais que garantam a estampabilidade na produção das peças, que estão sendo projetadas cada vez mais com formatos mais complexos e que devem atender a rigorosos critérios relacionados principalmente à segurança e meio ambiente. O aço é um produto muito atraente e funcional para estas aplicações, pois combina uma ampla gama de propriedades mecânicas e custo de produção competitivo. Para isso, a indústria siderúrgica trabalha continuamente para melhorar a qualidade dos produtos e competitividade, sendo necessária a contínua busca por projetos de melhoria de desempenho e redução de custos. O presente trabalho visa estudar a influência do tempo e temperatura do processo de recozimento em caixa nas propriedades mecânicas e microestrutura em aços de alta resistência e baixa liga microligados ao nióbio e como essas variam durante o ciclo, considerando duas temperaturas de controle de processo diferentes. Para isso foram simuladas em escala piloto duas curvas representativas do ciclo térmico industrial em amostras do aço laminado a frio encruado, verificando as alterações nas propriedades mecânicas e microestrutura do aço ao longo do ciclo térmico de recozimento. Foi verificado que o ciclo térmico estudado está adequado para o aço, contudo pode-se estudar o aumento na taxa de aquecimento e/ou na temperatura de encharque visando melhor uniformidade nas propriedades mecânicas durante o ciclo e possível redução no tempo total de recozimento.

Palavras-chave: Propriedades mecânicas, aço microligado, Recozimento em caixa, Estampagem;

ABSTRACT

The increasing demand of the automotive industry for functional materials and better superficial quality require steels that meet the higher mechanical properties and quality when cold worked. The trend of the market increasingly points to materials that ensure a good drawability in the production of parts that are being designed more and more with complex formats. On the other hand, the steel industry increasingly works with a lower margin of profitability, requiring the continuous search to improve performance and cost reduction. The present study aims to investigate the influence of the annealing time and temperature processing in the mechanical properties and microstructure of high strength and low alloy steels (HSLA) micro-alloyed niobium and how these vary during the cycle, considering two different process control temperature. For this, two representative curves of the industrial thermal cycle were simulated in samples of the cold rolled steel, examining the changes in the mechanical properties and microstructure of the steel, during the annealing cycle. It was demonstrated that the studied thermal cycle is suitable for the steel, however, it is possible to study the increase in the heating rate and/or the annealing temperature aiming to a better uniformity in the mechanical properties during the annealing cycle and possible reduction in the total time.

Keywords: Mechanical properties, microalloyed steel, batch annealing, sheet-forming.

1. INTRODUÇÃO

A necessidade da indústria automotiva para reduções de peso nos veículos e melhor vida útil dos principais componentes, desencadeou no desenvolvimento de diversos aços de alta resistência para atender esta demanda de aplicação. Em função dos desafios e perspectivas da indústria siderúrgica brasileira no contexto internacional, faz-se necessário o desenvolvimento contínuo de projetos de aperfeiçoamento em processos produtivos, visando à obtenção de produtos de melhor qualidade com custos operacionais competitivos. O processo de recozimento em caixa é um dos processos da laminação a frio que apresenta potencial de redução no tempo do ciclo térmico. Desta forma pode-se obter aumento de produtividade, redução do consumo de energia e utilidades, mantendo o atendimento a todas as exigências e especificações dos clientes.

No recozimento em caixa, as partes externas das bobinas absorvem calor mais rapidamente do que o interior, de modo que o perfil térmico real aplicado na superfície e no interior da bobina é diferente. A diferença na taxa de aquecimento e na temperatura de recozimento entre a região de menor temperatura, no interior da bobina e na região mais quente, nas extremidades, implica na variação das propriedades mecânicas ao longo do comprimento da bobina laminada a frio, que ocorre durante o processo de recozimento em caixa.

Vários fatores exercem influência sobre o processo de recristalização. Além da temperatura e do tempo de recozimento, pode-se destacar o grau de encruamento, a presença de impurezas ou elementos de liga no metal base e o tamanho de grão original.

Este projeto tem como motivação estudar a variação da microestrutura e das propriedades mecânicas obtidas ao longo do ciclo térmico de recozimento, para um aço laminado a frio e microligado ao nióbio, considerando separadamente as curvas características de processo industrial de recozimento em caixa, que representam o ponto quente e o ponto frio da bobina. A mesma tratativa poderá ser reproduzida também para outros grupos de aço em trabalhos posteriores.

2. OBJETIVOS

O objetivo geral do trabalho foi verificar como as propriedades mecânicas e microestrutura, do aço ARBL microligado ao nióbio, variam em função de alterações de temperatura, entre duas regiões características da bobina laminada a frio, durante o ciclo de recozimento.

2.1 Objetivos específicos

Conhecer a influência do ciclo térmico nas propriedades mecânicas e microestrutura do aço ARBL microligado ao nióbio;

Analisar a influência da temperatura e do tempo de recozimento final na microestrutura e textura de recristalização do aço ARBL microligado ao nióbio;

Avaliar a influência do passe de encruamento após o tratamento térmico do aço;

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços de alta resistência mecânica para a indústria automobilística

O aço microligado mudou ao longo dos anos, à medida que a variedade de produtos em uso aumentou e os processos de produção evoluíram [1]. Nos aços ferrita-perlita, a principal função dos microligantes é o refinamento de grãos e o endurecimento por precipitação. Posteriormente, como busca por maior resistência levou a microestruturas bainíticas e martensíticas, nos graus avançados de aços de alta resistência, para a fabricação de automóveis [1].

Dois fatores são importantes para o desenvolvimento de novos aços para a indústria automobilística, a eficiência de combustível e o aumento do desempenho de segurança, sendo que a eficiência do combustível está relacionada ao peso das peças, enquanto que a segurança é determinada pela capacidade de absorção de energia do aço usado para fazer a peça [2, 3].

De acordo com o World Auto Steel [4], nas últimas décadas tem sido direcionado um grande esforço em estudo e desenvolvimento de aços para o atendimento à demanda da sociedade por veículos mais seguros, econômicos, de custos compatíveis e ecologicamente responsáveis. Isso levou ao crescimento acentuado do uso de aços de cada vez maior resistência, para a fabricação de automóveis [2, 4, 5]. Adicionalmente, novos padrões globais para segurança, economia de combustível e emissões no escapamento estão firmemente estabelecidos até 2020, com metas agressivas sendo negociadas para os próximos anos [4].

Em 2009 foi aprovado na União Européia (EU) o programa de metas obrigatórias de redução de emissões para veículos novos. A evolução das emissões de CO₂ e as metas para 2015 e 2020 são apresentadas na figura 3.1 [6, 3].

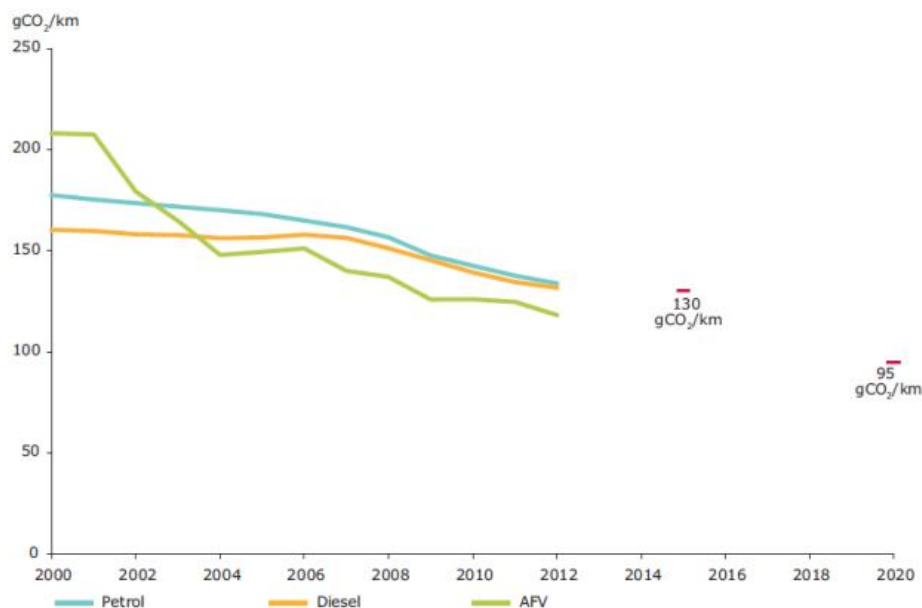


Figura 3.1. Evolução das emissões médias de CO₂ da frota de automóveis na UE [3].

A estrutura do carro e muitos outros componentes são fabricados com diferentes tipos de materiais. Existem duas estratégias para a redução de peso do veículo, sendo a primeira usar soluções de aço permanentemente melhoradas, ou usar materiais alternativos, como o alumínio, magnésio, polímeros, dentre outros. O aço permanece um material muito atraente e funcional para diversas aplicações, pois combina uma ampla gama de propriedades mecânicas e custo de produção competitivo [3].

Como mostra a figura 3.2, alguns tipos de aço que são selecionados para aplicações específicas, conforme as propriedades requeridas. Os componentes são projetados para que, juntos, formem uma estrutura que atenda a todos os requisitos, especialmente os de segurança, tanto aqueles impostos pelos órgãos reguladores regionais quanto os estabelecidos internamente pelas empresas automobilísticas [4]. Importante observar que diferentes critérios de especificação são adotados por diferentes empresas automotivas em todo o mundo e que as empresas siderúrgicas também têm diferentes capacidades de produção e de disponibilidade comercial [5].

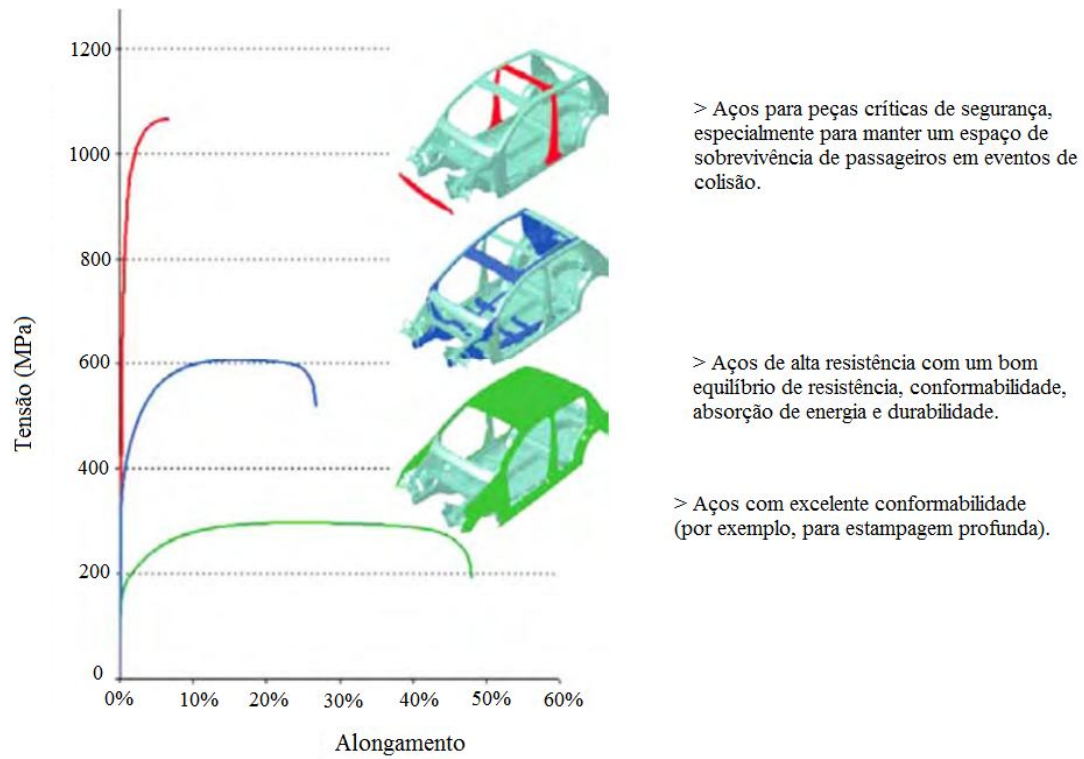


Figura 3.2. Tensão versus porcentagem de alongamento para diferentes tipos de aço e suas aplicações no corpo estrutural do veículo [4].

Novas combinações de ligas e formas de processamento, para produzir microestruturas específicas, têm sido desenvolvidos para uma variedade de tipos de aço, incluindo, DP, TRIP, HSLA, CP, TWIP, aços martensíticos, entre outros [7, 2].

O nióbio faz parte dos projetos da maioria desses novos aços, que também podem conter, além da adição tradicional de outros microligantes como Ti e V, quantidades significativas de um ou mais dos seguintes elementos: Mo, Cr, Mn, Si, Al e B. [2]. A figura 3.3 mostra um exemplo de aumento de resistência mecânica utilizando alguns microligantes. Como pode ser observado na relação experimental de Hall-Petch para aços carbono-manganês e carbono-manganês-nióbio, os aços microligados ao nióbio apresentaram limite de escoamento mais alto, quando comparados a aços carbono-manganês, com tamanhos de grão similares [1].

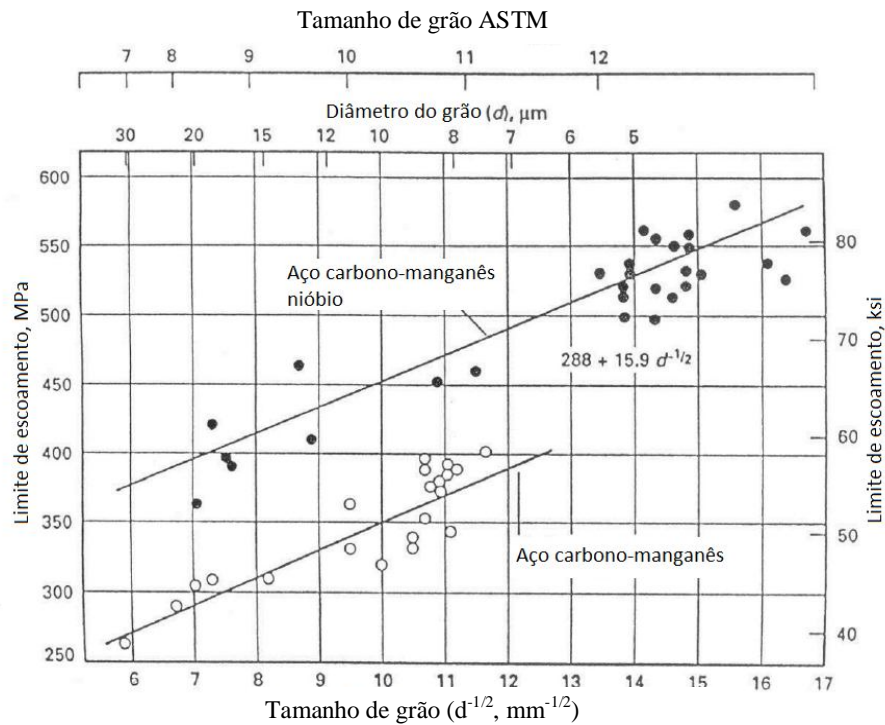


Figura 3.3. Relação experimental de Hall-Petch para aços carbono-manganês e carbono-manganês-nióbio [1].

A figura 3.4 mostra a comparação dos alongamentos totais, propriedade do aço relacionada à conformabilidade, com a resistência à tração para os diversos tipos de aço atuais, desenvolvidos e produzidos para a indústria automobilística mundial [4].

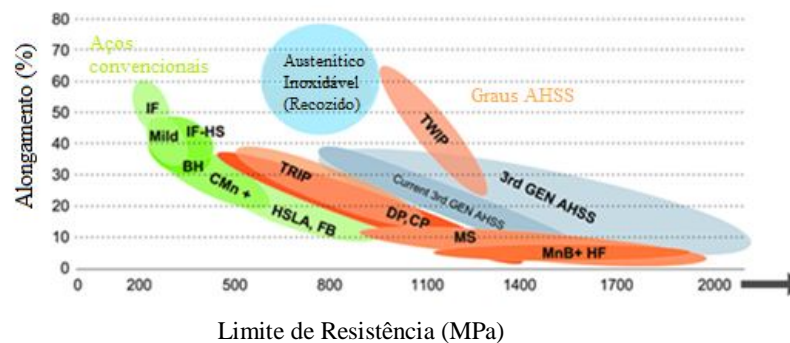


Figura 3.4. Comparação de aços em relação ao limite de resistência e alongamento [4].

Como exemplo a China, devido a um tremendo crescimento na produção e consumo de aço bruto, durante a última década, a atualização de produtos siderúrgicos foi também uma tarefa desafiadora e muito importante para a indústria siderúrgica. A produção e consumo de aço bruto da China foram, respectivamente, 128 e 142 milhões de toneladas em 2000, e os números aumentaram para 822 e 773 milhões de toneladas em 2013. Considerando parte da produção total de aço microligado na China nos últimos 15 anos, verifica-se que a produção total de aço microligado ao V e Nb saltou de cerca de 6 milhões de toneladas em 2001, para mais de 120 milhões de toneladas em 2014, o que representa um aumento de mais de 20 vezes em relação a produção em 2001 [8]. Uma vez que houve um rápido crescimento da produção de aço no país, uma série de pesquisas na área de tecnologia e desenvolvimento de aços de alta resistência, incluindo o ARBL microligado ao nióbio, foram feitas e aplicadas com sucesso na produção industrial, e assim promoveram um rápido desenvolvimento e aplicação destes aços na indústria automobilística chinesa [8, 9].

Grande parte dos aços de alta resistência utilizados em programas para redução de peso dos automóveis é em dimensões de laminados a frio, que devem ser recozidos durante sua produção. Após a laminação a frio, esses aços são recozidos em recozimento em caixa ou em linhas de recozimento contínuo, para atingir sua microestrutura, propriedades mecânicas e texturas finais, requeridos conforme aplicação do material [10].

3.1.1 Aços alta resistência baixa liga (ARBL) microligados ao nióbio

Aços de alta resistência mecânica microligados, como o próprio nome diz, são aços com baixos teores de carbono (0,05 a - 0,25% C) e de liga, caracterizados por ter limites de escoamento acima de 275 MPa [11, 12]. Os aços ARBL incluem muitas classes padrão, que são projetadas para fornecer combinações de propriedades tais como resistência, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão atmosférica [12].

A figura 3.5 mostra algumas curvas de tensão-deformação típicas, para diferentes classes de aços ARBL laminados a frio e recozidos [4].

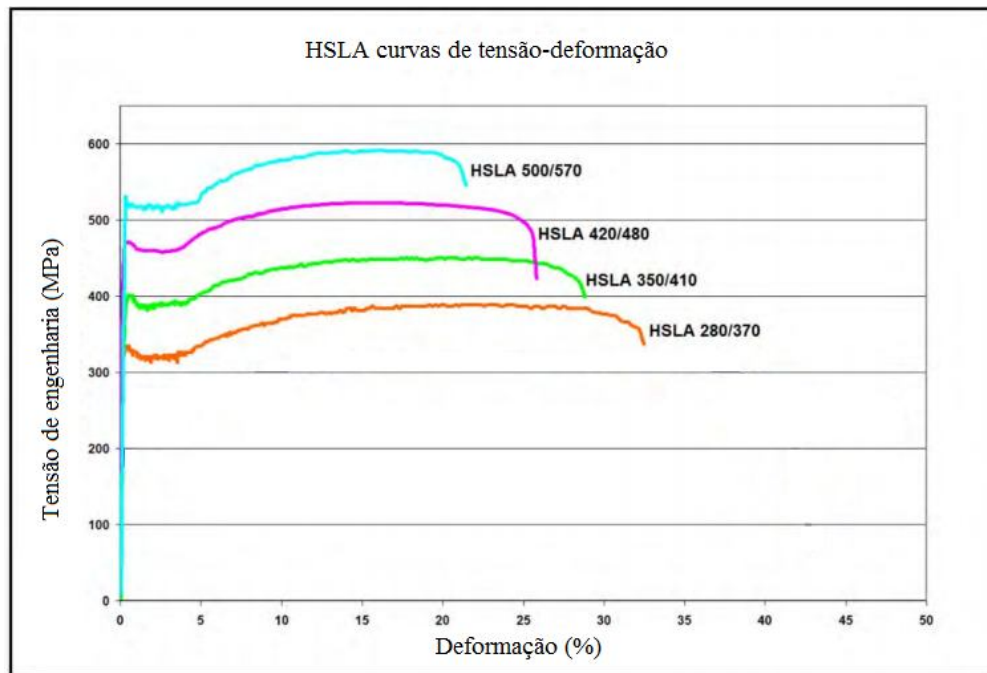


Figura 3.5. Curvas tensão-deformação para algumas classes de aço ARBL laminados a frio e recozidos [4].

Para fabricação destes produtos são adicionados elementos químicos de liga que se combinam com os átomos de carbono e / ou nitrogênio formando partículas finas da segunda fase, ou ficam em solução sólida, promovendo um aumento de resistência. Os principais elementos microligantes utilizados são o nióbio, combinado ou não com o vanádio e o titânio, que são adicionados em pequena quantidade, a fim de aumentar o nível de resistência mecânica do aço [13, 14, 15]. O nível de resistência é conseguido pelo refinamento do tamanho de grão, associado à precipitação de carbonitreto e um endurecimento adicional por solução sólida através da adição de P, Mn e Si [16]. Com intuito de controlar a cinética de decomposição da austenita e a recristalização podem ser adicionados também outros elementos, como o cobre, níquel, cromo, molibdênio e o boro.

A precipitação dos carbonitreto de nióbio, Nb(CN), na ferrita é amplamente utilizada em aços, especialmente para duas aplicações principais. Para os aços de ultra baixos teores de carbono (aços IF), a precipitação de Nb(CN) melhora a conformabilidade

removendo átomos de C e N da solução sólida [17, 18] e para aços com teores de carbono pouco maiores (graus ARBL), a precipitação de Nb(CN) fornece um importante mecanismo de endurecimento por precipitação [19, 18]. Pequenas quantidades de nióbio nos aços afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas. O nióbio além de aumentar a resistência mecânica, desenvolve boas texturas, melhora a qualidade superficial e aumenta a conformabilidade do aço [18].

A tabela 1 mostra a composição química típica para um aço de grau 340, conforme a norma EN 10268 [20].

Tabela 3.1. Composição química do aço (% em massa).

C	Si	Mn	Nb	Al	Ti	P	S
< 0,12	< 0,5	< 1,5	< 0,09	< 0,015	< 0,15	< 0,030	< 0,025

As propriedades mecânicas do aço laminado a frio e recozido são determinadas não só pela composição química como também por condições de processamento tais como, taxa de redução a frio, temperatura de recristalização no recozimento em caixa ou contínuo e redução no passe de encruamento. Na laminação a quente, o controle de temperaturas também mostra uma influência significativa nas propriedades finais da tira laminada a frio [13, 21].

3.2 Mecanismos de endurecimento

Os mecanismos de endurecimento para os aços ARBL, decorrentes da interação de deslocações com contornos dos grãos ou dos subgrãos, com os átomos de soluto e com as segundas fases, envolvem a solução sólida, a precipitação, o refino de grão e o aumento da densidade de deslocações, conforme será descrito posteriormente.

O endurecimento por solução sólida é obtido com a introdução de átomos de soluto, formando soluções sólidas substitucionais e intersticiais, numa rede de solvente. A resistência mecânica do metal é aumentada pela alteração local do campo de tensões no

interior do material, que dificulta a movimentação das deslocações no interior do cristal. Tanto os átomos de diâmetro atômico maior que os do elemento solvente, quanto os de diâmetro menor, provocam um efeito no sentido de dificultar o movimento das deslocações, que é responsável pela deformação plástica do metal, sendo dificultada, exige maiores níveis de tensão para ser realizada [22, 23, 24].

O endurecimento produzido por partículas de segunda fase é normalmente aditivo ao endurecimento por solução sólida produzido na matriz [22]. A forma destas partículas de segunda fase bem como a distância entre elas também podem alterar substancialmente o comportamento do material na deformação plástica. Esses precipitados elevam o escoamento da liga e sua capacidade de encruamento, dependendo, portanto da resistência mecânica, da coerência cristalográfica entre as fases, da energia interfacial, da ligação interfacial entre as fases, do tamanho, forma, distribuição e da coerência das partículas dos precipitados [22, 24].

Embora os aços endurecíveis por precipitação possuam valores de resistência mecânica mais elevada, a menor ductilidade em relação ao endurecíveis por solução sólida, restringe suas aplicações onde a exigência de conformação não é tão crítica. Dentre estes materiais estão os aços de alta resistência baixa liga [25].

As principais fontes de endurecimento resultante do trabalho a frio são as distorções do reticulado, associadas com as deslocações e com as tensões resultantes da interação entre elas. O aço é endurecido durante a deformação plástica através do mecanismo de aumento de deslocações e da interação entre elas, que conseqüentemente resulta na redução da mobilidade destas [22, 23]. Por conseqüência haverá também a redução na ductilidade e na tenacidade do aço [22]. O desafio é produzir um aço com elevada resistência e que também tenha ductilidade e tenacidade adequadas para garantir a aplicabilidade do produto final [26].

A figura 3.6 mostra para aços de alta resistência laminados a frio e recozidos em recozimento em caixa, a influência do endurecimento por precipitação, refino de grão e endurecimento por solução sólida, no aumento do limite de escoamento de aços acalmado ao alumínio, ARBL microligados ao nióbio e ao nióbio e titânio, conforme trabalho de Bleck e colaboradores [27].

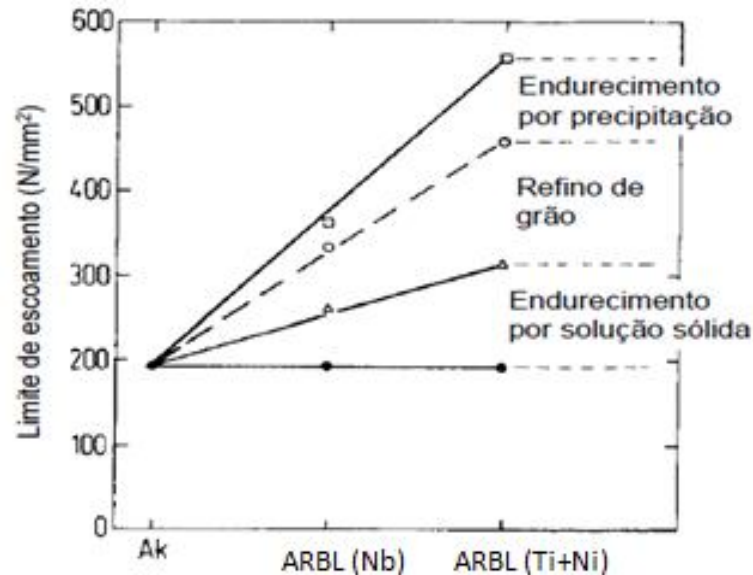


Figura 3.6. Mecanismos de endurecimento em aços de alta resistência recozidos em recozimento em caixa [27].

3.2.1 Efeito do tamanho de grão

Os metais cúbicos de corpo centrado (ccc) apresentam um comportamento influenciado pelo tamanho do grão de forma que um tamanho de grão menor corresponde ao aumento na resistência mecânica e na taxa de encruamento [24]. O tamanho dos grãos do aço influencia as propriedades mecânicas e a sua dependência é dada pela relação de Hall-Petch [22], conforme a equação 3.1.

$$\sigma_0 = \sigma_i + K' * d^{-1/2} \quad (3.1)$$

Equação 3.1 onde, σ_0 é o limite de escoamento, σ_i é a tensão de atrito que se opõe ao movimento das deslocações, K' é a constante que representa uma medida da extensão do empilhamento das deslocações nas barreiras e d é diâmetro do grão [22].

A figura 3.7 mostra a relação entre o tamanho de grão e o limite de escoamento onde a interceptação Hall-Petch (σ_i) aumentou com o aumento do teor de soluto dos aços 1 a 6 e K' permaneceu praticamente constante, conforme demonstrado por Cracknell e Pech [13, 28].

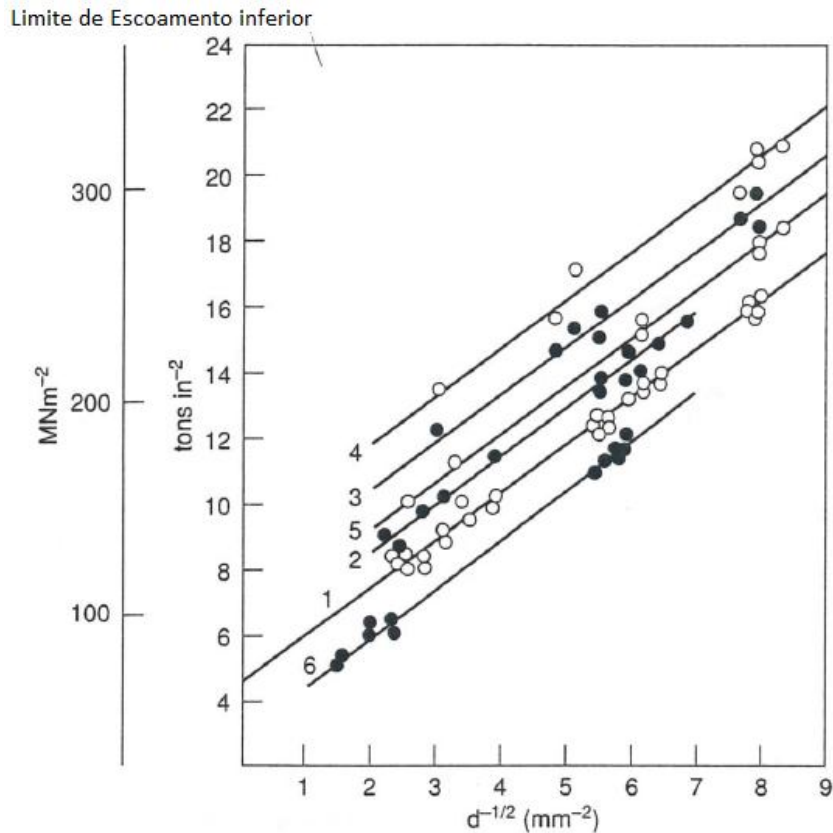


Figura 3.7. Efeito do tamanho de grão e dos solutos no escoamento [13].

O contorno de grão age como uma barreira ao movimento das deslocações, pois como os grãos são de diferentes orientações, com átomos fora de suas posições regulares e de equilíbrio no reticulado cristalino, uma deslocação passando através de um grão terá que mudar sua direção de movimento, tornando mais difícil quando a desorientação cristalográfica aumenta. Outro motivo é que a desordem atômica dentro de uma região de contorno de grão resulta numa descontinuidade de planos de escorregamento a partir de um grão para o outro [23, 24]. O contorno de grão pode consistir em uma série de deslocações. Sua energia é normalmente expressa em termos de uma energia por unidade de área (J/m^2) [29]. Um fator importante no refino do tamanho de grão é aumentar a resistência do aço e sua tenacidade [23, 26].

3.2.2 Endurecimento por solução sólida

Uma solução sólida se forma quando átomos de solutos são adicionados ao material hospedeiro de forma que a estrutura cristalina é mantida e nenhuma estrutura nova é formada. Uma solução sólida é também de composição homogênea de forma que os átomos de impurezas são randomicamente e uniformemente dispersos dentro do sólido. Ligas são mais fortes do que metais puros porque átomos impurezas que vão para a solução sólida impondo deformações na rede dos átomos vizinhos resultando em interações de campos de deformação de rede entre as deslocções e estes átomos, restringindo o movimento das deslocções [23]. Os átomos substitucionais causam endurecimento devido a uma distorção simétrica na rede do solvente, enquanto que os solutos intersticiais causam o endurecimento a partir de uma distorção assimétrica que promovem maior endurecimento da rede do solvente [30]. No entanto é possível observar em distorções simétricas em átomos de soluto que se associam na forma de dipolos, criando certo grau de distorção assimétrica. Para os aços, o mecanismo de endurecimento por solução sólida ocorre com a adição principalmente dos elementos fósforo, silício e manganês, pois estes elementos provocam elevado aumento no limite de escoamento, conforme apresentado na figura 3.8 [23, 26, 27].

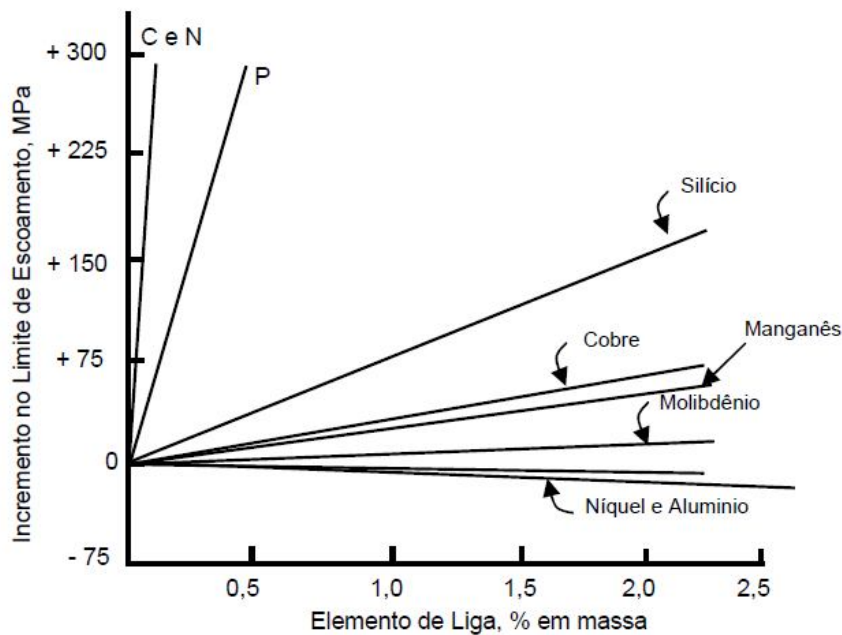


Figura 3.8. Efeito da adição de solutos no limite de escoamento de um aço [27, 30].

A figura 3.8 mostra que os elementos intersticiais provocam maior efeito no aumento no endurecimento do aço, observado no aumento no LE, devido a maior distorção na rede cristalina que os átomos substitucionais [26, 30]. Pode-se observar também que os efeitos de cada um desses solutos no limite de escoamento deste aço são bem definidos e lineares [31].

Esses efeitos de aumento de resistência podem ser modelados linearmente com uma equação geral. A contribuição total para limite de escoamento do aço devido às adições de solução sólida pode ser determinada pela soma dos produtos da porcentagem em peso de cada soluto (χ) pelo seu coeficiente de reforço (k) [31, 13].

$$\Delta\sigma_{ys} = \sum(X_i * K_i) \quad (3.2)$$

Equação 3.2 onde, $\Delta\sigma_{ys}$ é o limite de escoamento, X é o percentual peso de cada soluto e K é o coeficiente de reforço.

3.2.3 Endurecimento por precipitação

O endurecimento por precipitação consiste na formação de partículas extremamente pequenas uniformemente dispersas de uma segunda fase dentro da matriz da fase original, que conseqüentemente aumenta a resistência mecânica e a dureza de algumas ligas metálicas. Estas pequenas partículas de uma nova fase são denominadas precipitados [22, 23]. Para ocorrer o endurecimento por precipitação a segunda fase tem que ser solúvel a elevada temperatura e esta solubilidade deve diminuir com o decréscimo da temperatura [23, 26].

O endurecimento por precipitação faz com que haja um aumento significativo na resistência do aço, sendo que este aumento observado no aumento de LE irá depender da coerência das partículas, distribuição, tamanho, forma e fração volumétrica [22]. As partículas de segunda fase podem estar presentes antes da deformação do material, caso em que são frequentemente distribuídas uniformemente na microestrutura, ou podem precipitar durante o recozimento, caso em que sua distribuição é frequentemente relacionada à estrutura de deslocamentos [18].

Esses precipitados terão um efeito diferente nas propriedades do aço, dependendo da temperatura e estágio de processamento em que se formam durante o processo, ou mais especificamente, a temperatura na qual a transformação ocorre em adição a outras características como seu tamanho, fração de volume e espaçamento entre partículas [11].

O nióbio em solução sólida em temperaturas típicas de laminação a quente está disponível para a formação de precipitados finos de carbonitreto de nióbio. Esses são de tamanho apropriado para fornecer um aumento de resistência através do endurecimento por precipitação [32].

Dependendo dos parâmetros de laminação a quente, como quantidade e taxa de deformação, temperatura e tempo entre passes, a precipitação de carboneto de nióbio é geralmente incompleta no que diz respeito ao estado de equilíbrio termodinâmico. Como resultado, uma parte do nióbio permanece em solução sólida após o término da laminação na fase austenítica e é eficaz em retardar a transformação ou permitir um aumento de resistência por endurecimento por precipitação na fase ferrítica [32].

3.2.4 Endurecimento por aumento de densidade de deslocações

Quando a densidade de deslocações aumenta, a própria interação entre elas faz com que haja o aumento da energia necessária para a movimentação destas, causando o aumento da resistência do aço. Embora este mecanismo seja expressivo, com relação ao aumento de resistência, haverá uma deterioração da ductilidade do aço [23, 26]. A tensão necessária para manter a deformação plástica é função da densidade da deslocação, para um dado nível de deformação. De forma prática o método mais simples para introduzir deslocações é através de deformação plástica a frio, as deformações resultantes de resfriamento rápido e as deformações resultantes de transformações a baixas temperaturas [29].

A taxa de encruamento, que é a relação entre o aumento da resistência para um determinado nível de deformação plástica, depende de como varia a densidade de deslocações com a deformação, ou seja, depende de como as deslocações se distribuem na estrutura e como elas interagem umas com as outras. Estas interações são afetadas em função do tamanho do grão inicial, sendo que quanto mais finos os grãos maior a

taxa de encruamento, com a capacidade das deslocações de se movimentarem por escorregamento cruzado ou por escalada a temperaturas mais altas, ao ancoramento das deslocações devido à presença de partículas de segunda fase, como precipitados ou átomos de soluto, que ao ancorar as deslocações há o impedimento de movimento e às temperaturas de recuperação e de recristalização. Se estas temperaturas forem ultrapassadas durante a deformação, ocorrerá uma eliminação parcial ou total das deslocações [22, 24].

Pode ser verificado o efeito destes mecanismos de endurecimento apresentados anteriormente na resistência mecânica do aço ARBL, através da seguinte equação de Hall-Petch modificada [14, 33].

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{SSS} + \sigma_{ISS} + \sigma_{PPT} + \sigma_{DSL} + \sigma_{SUB} + \sigma_{SPH} + k_y \times d^{-1/2} \quad (3.3)$$

Equação 3.3, onde σ_0 e k_y são constantes dependentes do material, σ_{SSS} representa o efeito da solução sólida substitucional no limite de escoamento, σ_{ISS} o efeito da solução sólida intersticial, σ_{PPT} representa o efeito de precipitados, σ_{DSL} o efeito das deslocações, σ_{SUB} referente à subestrutura e σ_{SPH} representa o efeito da segunda fase presente no aço.

Como a própria natureza tenta minimizar a energia livre de um sistema, um cristal com deslocações é termodinamicamente instável e tentará diminuir sua energia livre através da eliminação das deslocações que ocorre, por exemplo, no processo de recozimento [22], que é objeto deste estudo, como será apresentado posteriormente.

3.3 Efeitos da composição química

A composição química tem um papel fundamental na determinação das propriedades mecânicas do aço [24, 34]. O efeito da composição química está ligado aos mecanismos de endurecimento por precipitação e refino de grãos através da adição de microligantes, como nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V), e o aumento de resistência por solução sólida, devido às adições de fósforo, manganês e silício [35].

Elementos microligantes como Nb, Ti e V têm um papel muito importante no processamento de aço. A combinação do Nb, Ti e V com elementos intersticiais como C

e N leva à formação de carbonetos ou nitretos, como por exemplo, (VC), (VN), (NbC), (TiN), etc., ou como geralmente os elementos carbono e nitrogênio estão presentes no aço, na maioria dos casos o nióbio forma carbonitretos complexos como (Nb,Ti)(CN) [11, 32]. Estes influenciam no refinamento de grãos ferríticos, pela habilidade das partículas de precipitados em retardar a recristalização da austenita [32]. No sistema ternário Fe-C-Nb, a principal característica relevante do diagrama de equilíbrio é a redução acentuada da solubilidade do carbono na austenita e ferrita como resultado da formação do carboneto de nióbio [18].

Arturo investigou a microestrutura em placas de aços ARBL microligados ao nióbio e realizou em seu trabalho, a caracterização de precipitados no microscópio eletrônico de transmissão (MET). A figura 3.9 mostra precipitados complexos (Nb,Ti)(C,N), principalmente em regiões interdendríticas, que contém um núcleo de TiN e uma grande fração volumétrica de NbC [11].

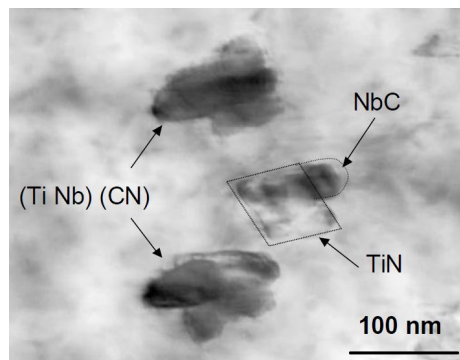


Figura 3.9. Micrografia (TEM) mostrando o núcleo de TiN com a precipitação epitaxial de NbC e precipitados complexos (Ti, Nb)(CN) [11].

A figura 3.10 mostra o acréscimo no limite de escoamento do aço microligado com a adição de nióbio. Este aumento da resistência depende do tamanho e da quantidade de carbonetos de nióbio precipitados [12].

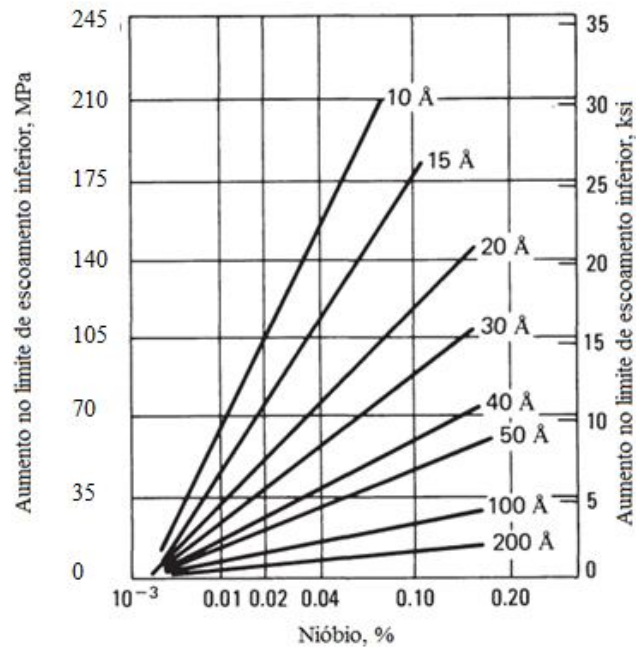


Figura 3.10. Efeito do nióbio na resistência à deformação para vários tamanhos de precipitados de NbC [12].

O vanádio por apresentar maior solubilidade aumenta a resistência mecânica por endurecimento por precipitação de forma mais acentuada que o nióbio, porém, o nióbio é um refinador de grãos mais efetivo do que o vanádio. Desta forma, o efeito combinado do endurecimento por precipitação e do refinamento do grão de ferrita torna o nióbio um elemento mais eficaz do que o vanádio no aumento de resistência mecânica do aço. A adição habitual de nióbio é de 0,02 a 0,04%, que é cerca de um terço da adição de vanádio. Conforme mostra a figura 3.11, a elevação da adição de nióbio e do vanádio promoverá o aumento no limite de escoamento do aço após laminação a frio e recozimento contínuo, em função da contribuição dos mecanismos citados anteriormente [16, 13].

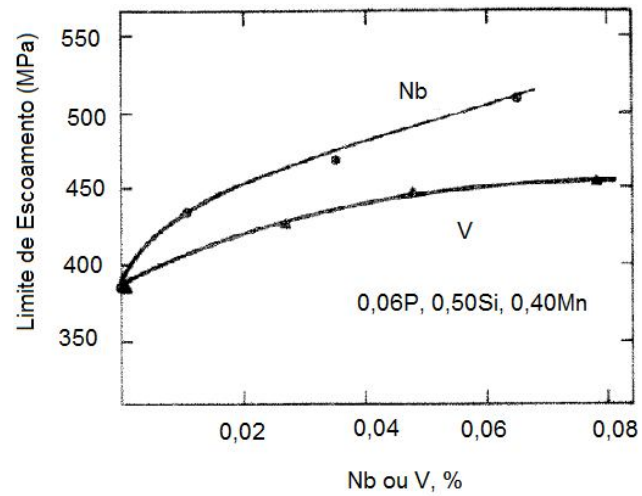


Figura 3.11. Efeito das adições de Nb e V no limite de escoamento de aços ARBL laminados a frio e recozidos em recozimento contínuo ($T_{\text{recozimento}} 760^{\circ}\text{C}$) [16].

A figura 3.12 mostra o efeito do Mn nas propriedades mecânicas de aços microligados ao nióbio e nióbio-vanádio, que está associado aos mecanismos de endurecimento por solução sólida, refinamento de grão e precipitação [16].

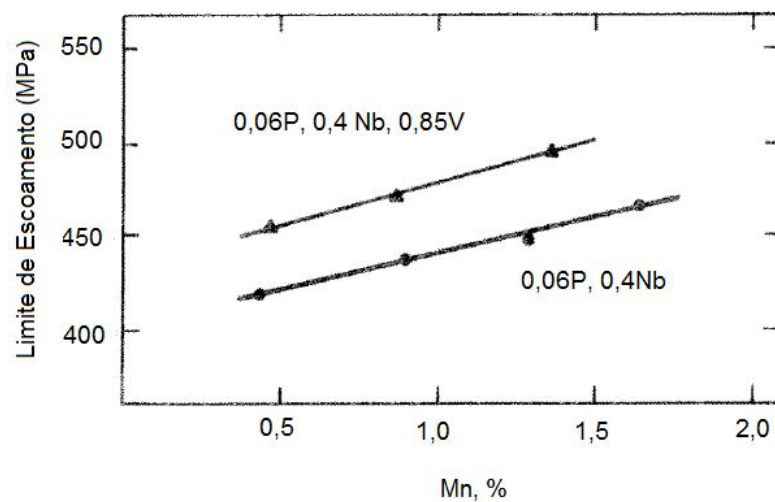


Figura 3.12. Efeito do manganês no limite de escoamento de aços Nb e Nb-V laminados a frio e recozidos em recozimento contínuo ($T_{\text{recozimento}} 815^{\circ}\text{C}$) [16].

A modelagem Thermo-Calc[®] tem sido utilizada em diversos estudos para prever as temperaturas de transformação de fases, para a condição de equilíbrio termodinâmico, as temperaturas de dissolução e precipitação e as frações de volume dos constituintes na composição homogeneizada [36]. A figura 3.13 mostra as temperaturas para formação ou dissolução dos precipitados AlN, Nb(CN) e MnS considerando as condições de equilíbrio termodinâmico, para o aço ARBL microligado ao nióbio utilizado neste estudo. Durante o reaquecimento da placa na laminação a quente, espera-se que a dissolução do precipitado siga uma rota semelhante, de tal forma que as frações de volume dos precipitados diminuam gradualmente à medida que a temperatura aumenta. Para dissolver completamente estes precipitados, seriam necessárias temperaturas superiores a 1000, 1100 e 1450°C, respectivamente [37, 36].

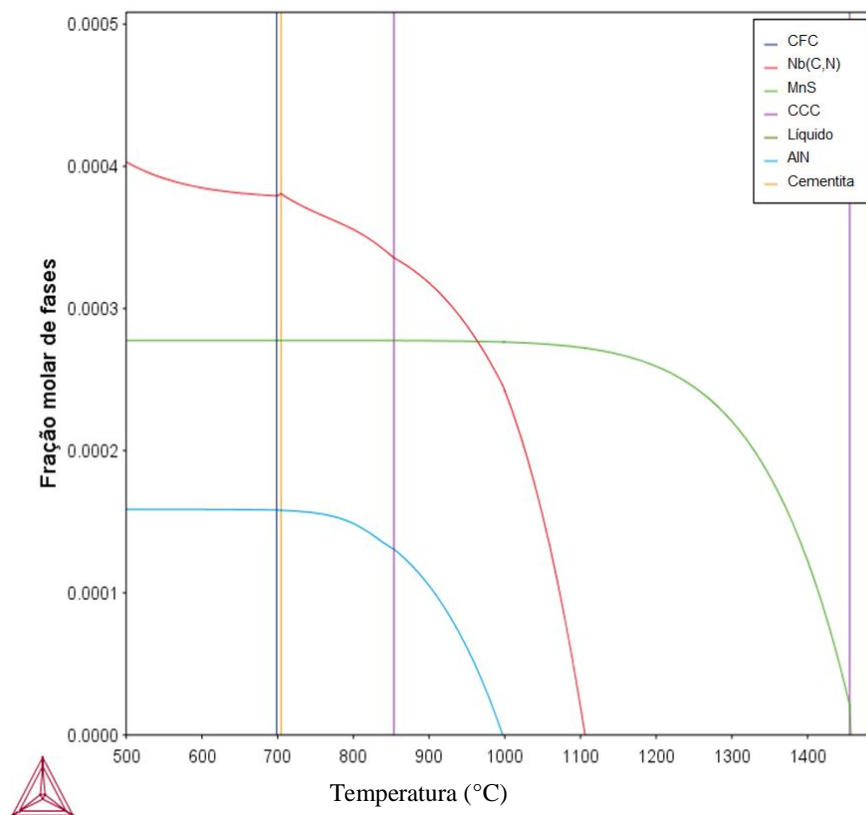


Figura 3.13. Diagrama de equilíbrio termodinâmico em função das frações de constituintes, para o aço ARBL microligado ao nióbio, construído com a modelagem Thermo-Calc [37].

Lage e colaboradores [38] concluíram em estudo utilizando a modelagem Thermo-Calc[®], para avaliação semiquantitativa da segregação de elementos químicos no aço ARBL, que em geral, a segregação de C, Mn, P, S, Nb e Ti foi promovida pelo aumento das concentrações desses elementos no aço e que em alguns casos, elementos como C, Nb e N também influenciaram a segregação de P, S, Nb e Ti, sendo a segregação de enxofre mais pronunciada, seguida pelo C, Nb e P.

3.4 Textura Cristalográfica

Densidade linear corresponde à fração do comprimento de linha numa particular direção cristalográfica que passa através dos centros dos átomos. Similarmente, densidade planar é simplesmente a fração da área total do plano cristalográfico que é ocupada por átomos [23]. A Figura 3.14 mostra a representação da célula unitária para a estrutura cúbica de corpo centrado e a representação de direções e planos cristalográficos. Uma direção cristalográfica é definida como uma linha entre dois pontos, ou um vetor, que são representadas pelos índices de Miller $\langle u\ v\ w \rangle$, indicando uma representação genérica de uma família de orientações referentes às direções atômicas. De maneira similar são representados os planos, onde os índices de Miller $\{h\ k\ l\}$ indicam uma representação genérica de uma família de orientações referentes a planos atômicos. [23].

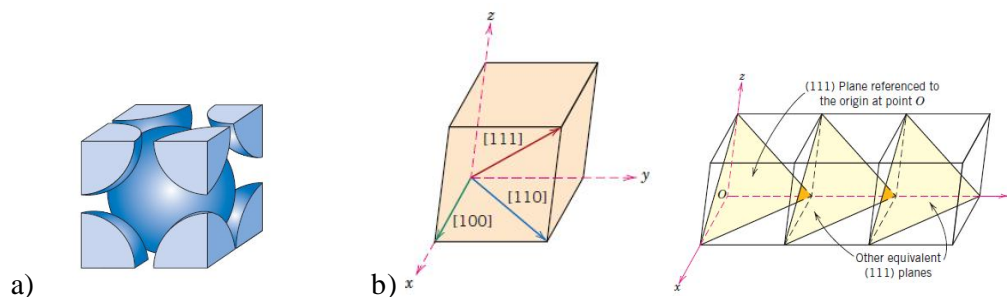


Figura 3.14. Representação da célula unitária para a estrutura cúbica de corpo centrado e (b) representação de direções e planos cristalográficos [23].

As direções mais compactas em cristais de estrutura ccc são da família $\langle 111 \rangle$ [39]. Nestes cristais existem três tipos de planos que podem ser considerados próximos e de densidade de empacotamento mais altos: $\{110\}$, $\{321\}$, $\{211\}$. Como esses planos são considerados planos de deslizamento, nesta estrutura, se têm os seguintes sistemas de deslizamento em cristais ccc: seis planos $\{110\}$, cada um com duas direções $\langle 111 \rangle$, vinte e quatro planos $\{321\}$, cada um com uma direção $\langle 111 \rangle$, doze planos $\{211\}$, cada um com uma direção $\langle 111 \rangle$, ou seja, um total de quarenta e oito sistemas de deslizamento [18, 23, 24]. Dessa forma, os metais ccc seguem à regra geral de deslizarem segundo a direção mais compacta, entretanto diferem da maioria dos outros metais por não possuírem um único plano de deslizamento definido [22].

Um metal que tenha sofrido uma grande quantidade de deformação, como na laminação, desenvolve uma orientação preferencial, ou textura, na qual certos planos cristalográficos tendem a se orientar de uma maneira preferencial com respeito à orientação de máxima deformação [23]. Textura é um termo usado para designar uma distribuição não uniforme de orientações cristalográficas [40], ou seja, a soma das orientações cristalográficas dentro de um agregado policristalino é conhecida como a textura do material [18].

O tipo de textura de deformação que se desenvolve depende principalmente do número e tipo de sistemas de deslizamento disponíveis e das deformações principais. Outros fatores que podem ser importantes são a temperatura de deformação e o tipo de textura presente antes da deformação [41].

Muitos modelos propostos têm tentado prever a evolução das texturas durante a deformação. O modelo de Taylor [42] assumiu que todos os grãos sofrem a mesma mudança de forma. O tensor de deformação é sempre simétrico e, juntamente com o requisito de volume constante para plasticidade, fornece cinco componentes de deformação independentes [18]. Neste modelo a combinação de sistemas de deslizamento selecionados para um grão durante um incremento de deformação era aquele que atingia a deformação requerida com o mínimo trabalho interno. A escolha dos cinco sistemas ativos do total de 12 determina o caminho de rotação do grão durante a deformação [42, 18].

A figura 3.15 mostra o comportamento assumido por estruturas cfc, de acordo com a teoria de Taylor, que previu que os polos inicialmente na região B girariam em direção a $\langle 111 \rangle$, polos na região A girariam para 100 e polos na região C girariam para fora de C em direção a $\langle 100 \rangle$ ou $\langle 111 \rangle$. Todas as rotações empobrecem os polos na região C e enriquecem os polos nas regiões A e B, isto é, a teoria de Taylor previu a formação das fibras $\langle 111 \rangle$ e $\langle 100 \rangle$ para as estruturas cfc. A teoria de Taylor tratava apenas de deslizamento simples ou deslizamento perfeito e tratava todos os 12 sistemas de deslizamento por cristal da mesma forma [18].

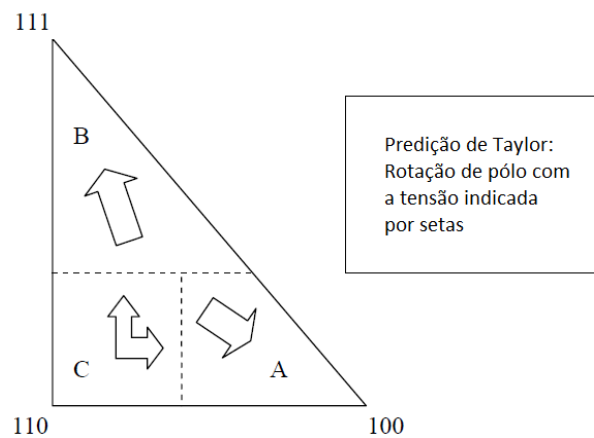


Figura 3.15. Previsão de rotação de polos pela teoria inicial de Taylor [18].

Na tentativa de fazer melhores previsões da natureza e taxa de formação de texturas de deformação, diversos modelos foram propostos [43, 44]. Modelos mais recentes usam uma variedade de métodos para prever texturas, como os modelos autoconsistentes e os modelos de elementos finitos de plasticidade de cristal [18, 45, 46].

Várias técnicas são utilizadas para determinação da textura dos materiais incluindo a difração de raios X, nêutrons ou elétrons [47, 48]. O estudo da evolução microestrutural da textura geralmente é conduzido a partir da técnica de difração de elétrons, gerando um padrão de difração para cada grão avaliado [47], enquanto que do ponto de vista macroscópico, o processo de análise da textura baseia-se nos métodos de difração de raios X e nêutrons, nos quais os dados obtidos apresentam-se como um perfil de intensidades difratadas para todo o volume da amostra [48].

3.4.1 Função de distribuição de orientações

Dois métodos mais utilizados para notação dos ângulos de Euler foram propostos por Bunge [49] e por Roe [50]. A figura 3.16 ilustra como os ângulos de Euler são rotacionados, em relação aos eixos da amostra, de acordo com a proposição de Bunge. Eles são descritos como φ_1 , Φ e φ_2 [40, 51, 52].

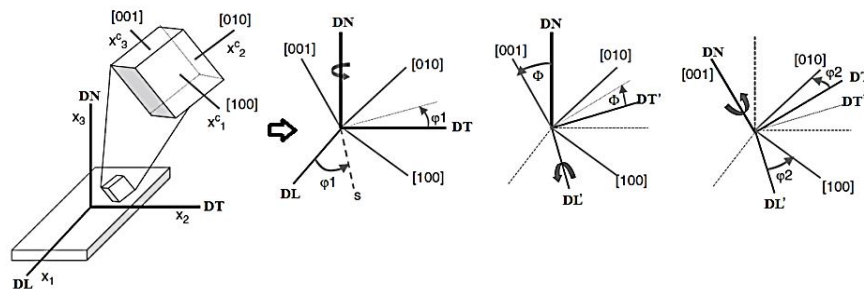


Figura 3.16. Rotação dos ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 [52, 51].

A figura 3.17 mostra uma representação esquemática da seção do espaço de Euler com $\varphi_2 = 45^\circ$, mostrando a posição de algumas das principais componentes de textura e indicação das fibras α , γ , $\eta(T)$ e cúbica.

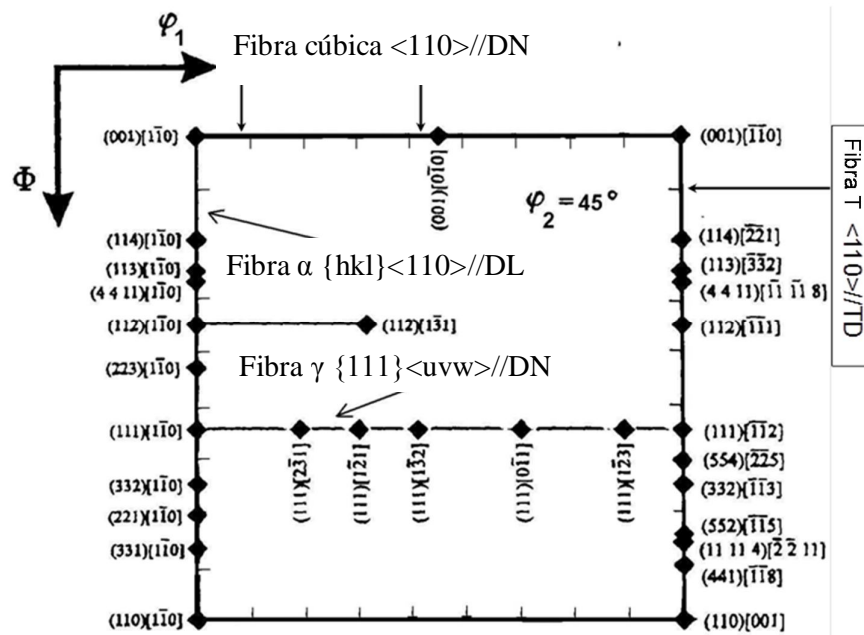


Figura 3.17. Representação esquemática da seção do espaço de Euler com $\varphi_2 = 45^\circ$ mostrando a posição de algumas das principais fibras e componentes de textura [53].

3.4.2 Textura de deformação em metais ccc

Em metais cúbicos de corpo centrado, como nos aços ferríticos, a textura de laminação predominante consiste em planos $\{100\}$ orientados paralelamente ao plano da chapa com a direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação, mas outros elementos de textura podem ser encontrados, tais como $\{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$. O Carbono dissolvido e o nitrogênio têm um impacto significativo na formação de textura [57]. Concorde-se que os átomos dissolvidos estão associados com intensidades $\{111\}$ mais fracas. Os elementos intersticiais aumentarão a formação de bandas de deformação, que é o local de nucleação de grão $\langle 110 \rangle // \text{DN}$ [58, 59].

O grau de deformação na laminação é importante para a nitidez da textura e para a força relativa de diferentes componentes. Nos aços ferríticos, as texturas de laminação a frio são menos sensíveis aos parâmetros de processo do material. O tamanho do grão e os passes de laminação têm pouca influência, desde que os efeitos da fricção na superfície não se tornem significativos [57].

Em aços de baixo carbono, para baixas reduções aparece junto com a textura $\{111\} // \text{DN}$, a textura de Goss $(011) \langle 100 \rangle$. Com o aumento do grau de redução, a textura de Goss é enfraquecida e a textura $\{111\} // \text{DN}$ é fortalecida. Para reduções muito altas, aparecem componentes da textura $\langle 100 \rangle$, indesejável para o processo de estampagem deste aço [60].

O trabalho de Yasunobu e Yoshihiro mostrou que ao eliminar os elementos intersticiais dos contornos de grão, não só melhorou o desenvolvimento da textura de fibra γ , mas também suprimiu a formação de bandas de deformação dentro da matriz desta fibra, durante a laminação a frio em aço IF [59].

3.4.3 Textura de Recristalização

Textura de recozimento, ou textura de recristalização é a orientação preferencial que é geralmente produzida na recristalização de um aço trabalhado a frio [22]. Essa textura resultante é fortemente dependente da textura produzida pela deformação a frio, que precede o recozimento, uma vez que a existência de uma textura de recristalização depende da orientação preferencial dos núcleos dos grãos recristalizados [60, 61, 62]. Outros fatores importantes que afetam à textura de recozimento são a composição

química, o tamanho de grão inicial, a orientação dos grãos da liga, a temperatura de recozimento e o tempo. A textura anterior do estado deformado é, em alguns casos, substituída por uma textura inteiramente diferente. A pureza do metal também pode influenciar fortemente a textura de recristalização e em muitos casos, a adição de quantidade muito pequena de elementos pode alterar completamente a textura de recozimento, ao afetar a mobilidade dos contornos [18].

A nucleação ocorre preferencialmente em regiões de elevada energia armazenada e orientação particular. A capacidade do núcleo de crescer também pode ser influenciada pelas orientações de regiões adjacentes na microestrutura [18]. Geralmente, quando é favorecida a formação de um grão fino recristalizado também é favorecida a formação de uma orientação essencialmente aleatória dos grãos recristalizados [22].

Emren e colaboradores [63] fizeram um estudo do desenvolvimento de textura em aços IF, sendo avaliada a extensão da laminação, o tempo e a temperatura do recozimento e a taxa de aquecimento. As componentes $\langle 110 \rangle$ para cada material após 80% de redução na laminação e recozimento a 700°C eram similares, apresentando uma perda de orientações das componentes próximas de $\{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{001\} \langle 110 \rangle$ e um aumento na intensidade do componente $\{111\} \langle 112 \rangle$. A componente $\{111\} \langle 110 \rangle$ permanece praticamente sem alterações, como mostra a figura 3.19 [63, 55].

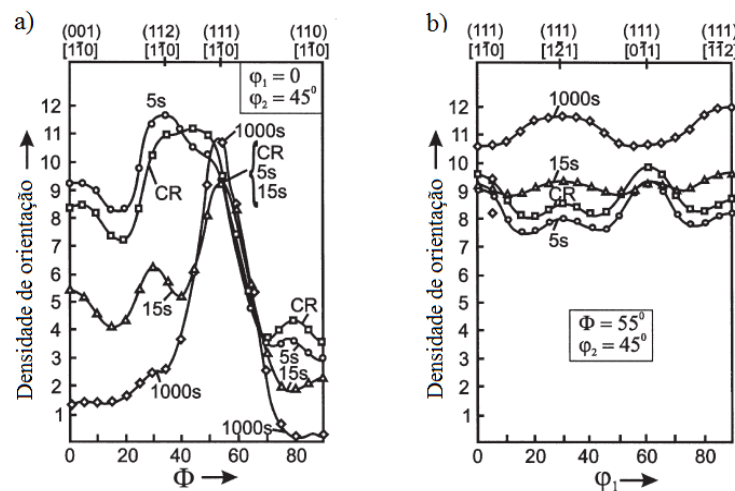


Figura 3.19. Densidade de orientação $f(g)$ ao longo de fibras (a) α e (b) γ para diferentes estágios de recristalização em aço laminado a frio após recozimento a 700°C [63].

Comparando os dados de textura para aços recozidos em recozimento em caixa e por processo contínuo, Wang e colaboradores [64] concluíram que o aço baixo carbono recozido em recozimento em caixa possui maiores componentes $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$ do que o aço recozido em recozimento contínuo, como mostra a figura 3.20. Após o recozimento contínuo, a intensidade do cubo rotacionado indicou uma textura aleatória, enquanto que esta permaneceu mais forte durante o recozimento em caixa [64].

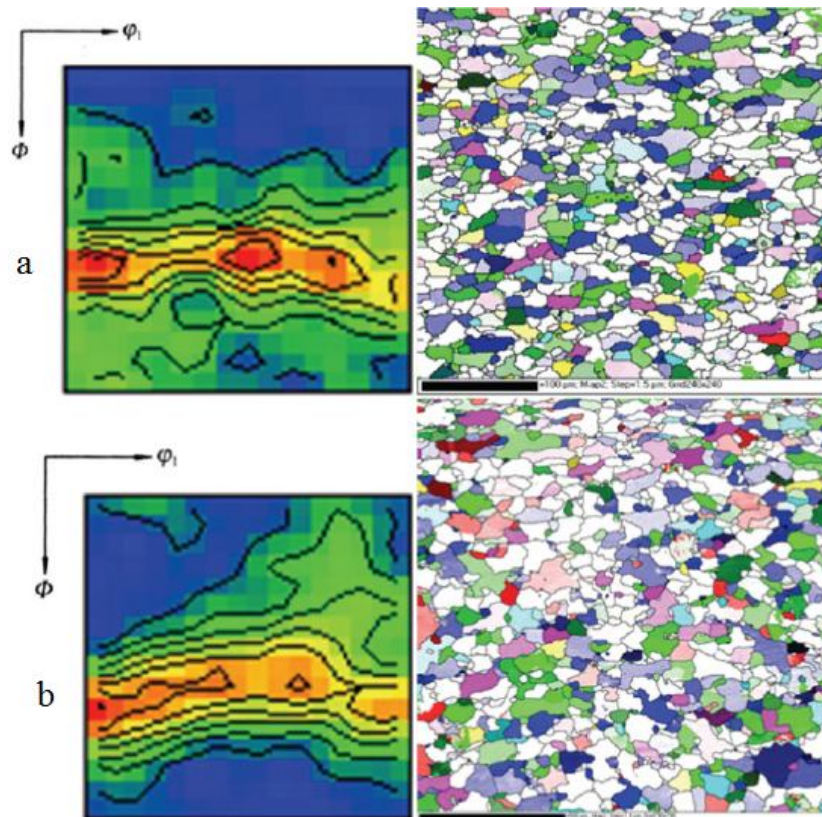


Figura 3.20. Função de distribuição de orientação das seções $\phi_2 = 45^\circ$ do espaço de Euler: Verde claro $\{111\} \langle 110 \rangle$, verde escuro $\{001\} \langle 100 \rangle$, azul escuro $\{111\} \langle 112 \rangle$, azul claro $\{011\} \langle 100 \rangle$, amarelo $\{001\} \langle 110 \rangle$, rosa $\{110\} \langle 110 \rangle$ e vermelho $\{112\} \langle 110 \rangle$; após 75% de laminação a frio seguida de (a) recozimento em caixa e (b) recozimento contínuo a 680°C [64].

3.4.4 Efeito do carbono e nitrogênio

O aumento do carbono e nitrogênio dissolvido é responsável pela componente mais fraca $\{111\}$ e componente mais intensa $\{001\}\langle 110\rangle$ [58]. Yan e colaboradores [58] realizaram a avaliação das intensidades de orientação ao longo das fibras α e γ em três amostras de chapas de aço, sendo que a amostra A possuía os maiores teores de carbono e nitrogênio dissolvido, enquanto que estes teores da amostra C eram os mais baixos. A figura 3.21 mostra que a amostra A possui a textura de fibra $\{111\}$ mais fraca e o componente $\{001\}\langle 110\rangle$ mais intenso. O contrário é verificado na amostra C. A intensidade da textura das fibras $\{111\}$ aumenta e a intensidade de $\{001\}\langle 110\rangle$ diminui com a diminuição dos teores de carbono e nitrogênio dissolvidos [58].

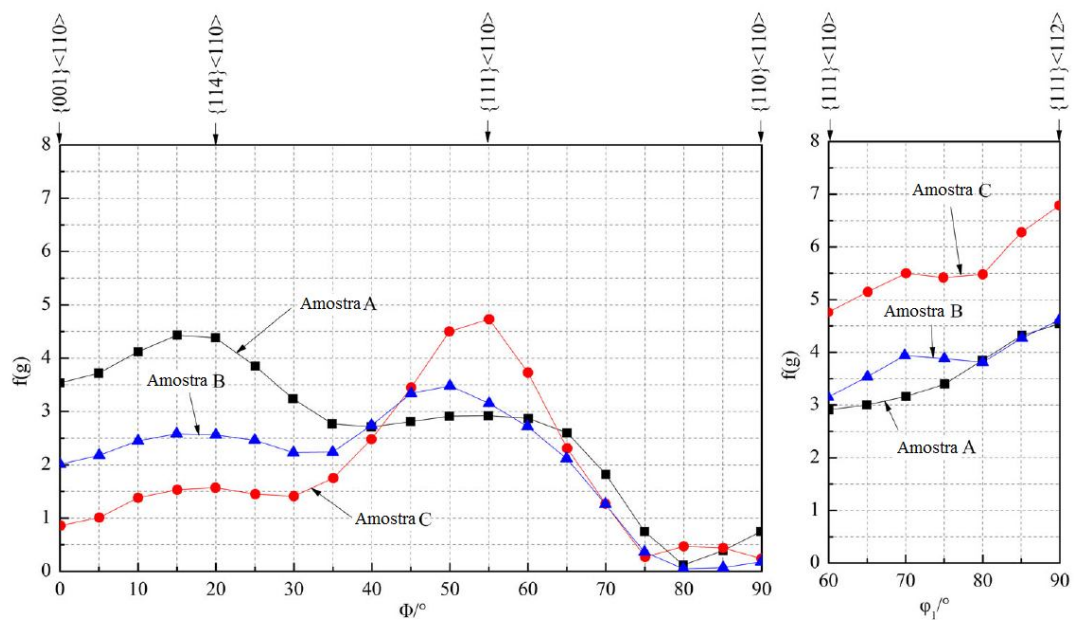


Figura 3.21. Intensidades de orientação ao longo das fibras α ($\phi_1 = 0^\circ$, $\phi_2 = 45^\circ$) e γ ($\phi_1 = 55^\circ$, $\phi_2 = 45^\circ$) de três amostras de chapas de aço com dupla redução [58].

3.5 Propriedades Mecânicas

Os materiais utilizados em engenharia apresentam certa variabilidade nas propriedades mecânicas que podem ser influenciadas pelos diversos tipos de processos de fabricação. Para o aço ARBL laminado a frio, as propriedades mecânicas e geométricas são condicionadas pelos parâmetros de processamento como redução a frio, temperatura de recristalização no recozimento e deformações no laminador de encruamento [35, 65, 26, 24, 27, 19].

O trabalho de Prasad e colaboradores [66], realizado em aço ARBL (0.12% de C, 1.01 % de Mn, 0.07% de Si, 0.04% de Nb e 0.04% de V) mostrou que nas amostras laminadas com menos de 45% de deformação, não foi verificada queda apreciável na dureza e resistência mecânica durante o recozimento em temperaturas de até 500°C. Por outro lado, as amostras deformadas com 60% e 80%, mostraram uma queda drástica na dureza no recozimento após a temperatura de 500°C, como mostra a figura 3.22 [66].

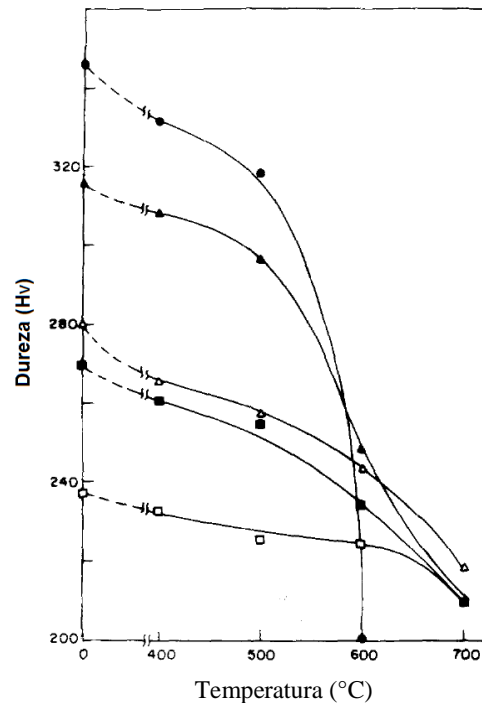


Figura 3.22. Efeito da temperatura de recozimento na dureza do aço ARBL laminado a frio. (Deformações: □ 15%, ■ 30%, △ 45%, ▲ 60%, ● 80%) [66].

Mudanças similares foram observadas no limite de escoamento e na resistência à tração do aço ARBL testado, conforme mostra a figura 3.23. Mais uma vez, pode ser notada uma dependência similar da resistência mecânica com a temperatura de recozimento, para todas as amostras em diferentes condições de trabalhos a frio [66].

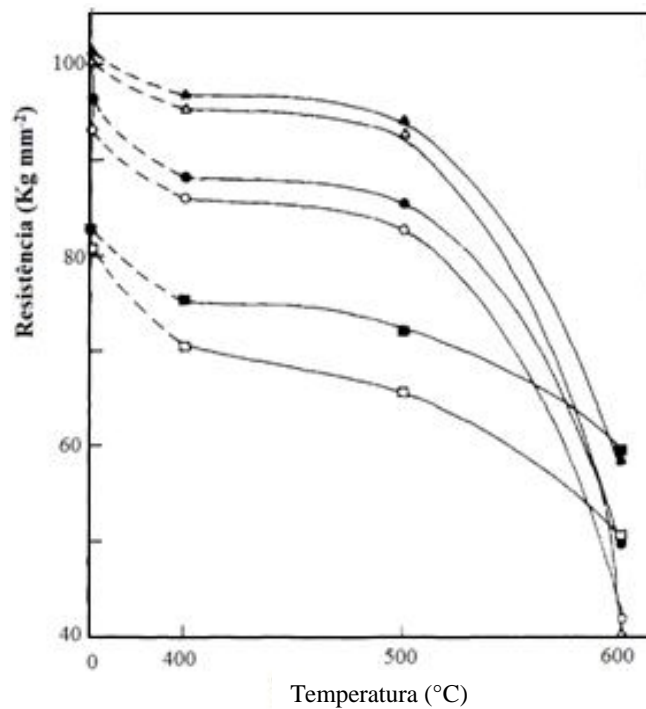


Figura 3.23. Variação no limite de escoamento e resistência à tração com o resultado de deformação e recozimento. (Deformações: □ LE 30%, ■ LR 30%, ○ LE 30%, ● LR 45%, △ LE 60%, ▲ LR 60%) [66].

Branchini e colaboradores [67] avaliaram a evolução microestrutural de um aço laminado a frio microligado ao Nb, durante o processo de recozimento em caixa e obtiveram correlações entre algumas propriedades avaliadas. A figura 3.24 mostra a correlação linear verificada entre a dureza e o tamanho de grão da ferrita em amostras totalmente recristalizadas [67].

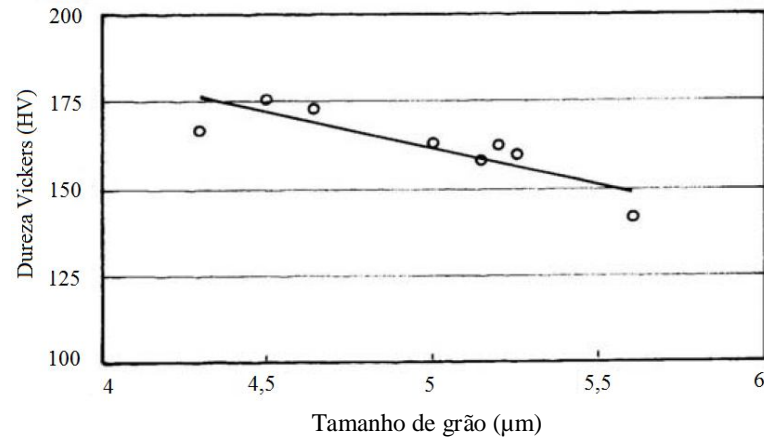


Figura 3.24. Correlação linear observada entre dureza e tamanho de grão ferrítico das amostras totalmente recristalizadas [67].

Já no trabalho de Fang e colaboradores [68] se observa a seguinte correlação entre a microdureza de dois aços ARBL laminados a frio, com a temperatura de recozimento, conforme a figura 3.25. Uma queda significativa na dureza ocorreu entre 580 °C e 600 °C, indicando que houve recuperação, ou poligonização, ou o início da recristalização nessa região para ambos os aços [68].

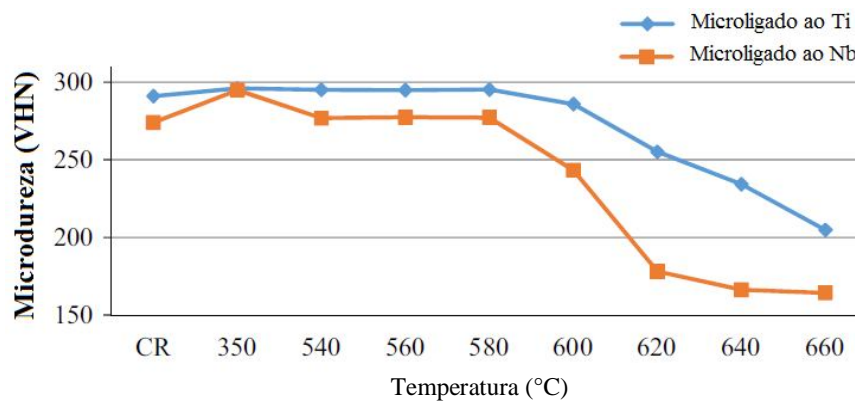


Figura 3.25. Comparação dos valores médios de microdureza em diferentes temperaturas de recozimento em aços ARBL microligados ao Nb e ao Ti [68].

Trabalho similar foi realizado por Ordonez e colaboradores [34]. Neste foram analisados aços ARBL microligados ao nióbio, vanádio e titânio e realizado estudos

comparativos avaliando a cinética de recristalização. Foram comparados os resultados médios de microdureza destes aços e verificado que para temperaturas de até 560°C não foram registradas mudanças estruturais significativas, indicando recuperação limitada nos três aços. Entre 560 e 580°C os aços microligados ao V e ao Nb mostraram algum nível de amolecimento, provavelmente devido ao rearranjo das deslocações associadas ao processo de recuperação. Em temperaturas de recozimento acima de 580°C, todos os aços apresentaram maiores níveis de amolecimento, sendo que a cinética de recristalização ocorreu muito mais rápida no aço ao Nb que nos outros dois, como mostra a figura 3.26 [34].

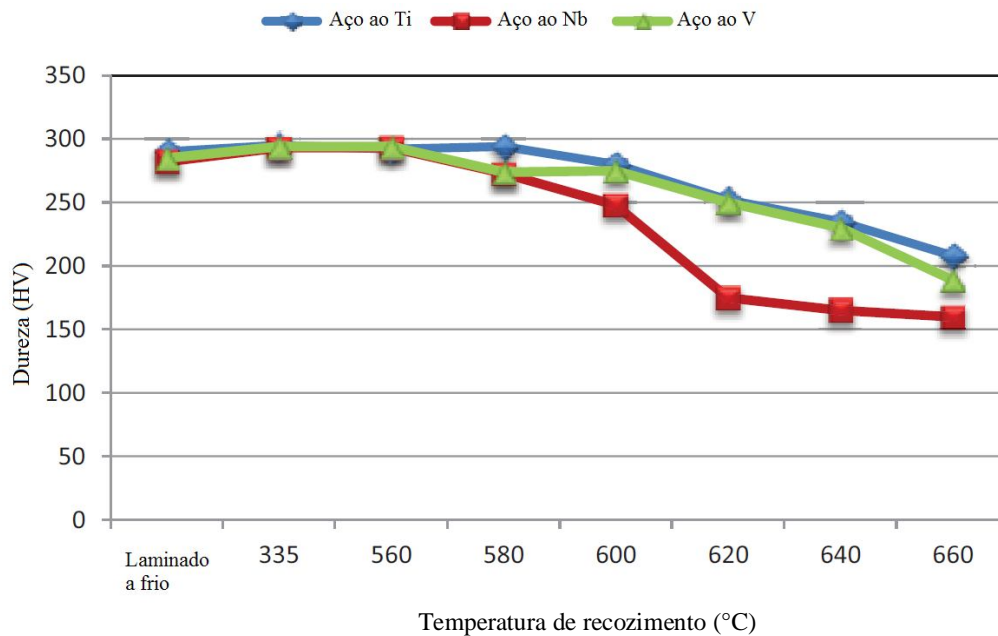


Figura 3.26. Variação na microdureza (H_V) durante o processo de recozimento para três diferentes aços ARBL microligados [34].

O limite de escoamento a 0,2% de deformação pode ser determinado com boa precisão por medidas de dureza Vickers de acordo com a seguinte relação [22]:

$$\sigma_0 = \frac{DPH}{3} \times (0,1)^{n'-2} \quad (3.4)$$

Equação 3.4 onde, σ_0 é a tensão limite de escoamento a 0,2 por cento (kg/mm^2), DPH é o número da dureza Vickers e n' é o expoente na Lei de Meyer.

Uma tentativa de correlacionar os valores de dureza com o limite de escoamento e o limite de resistência à tração das amostras estudadas no trabalho de Prasad e colaboradores é mostrada na figura 3.27 [66].

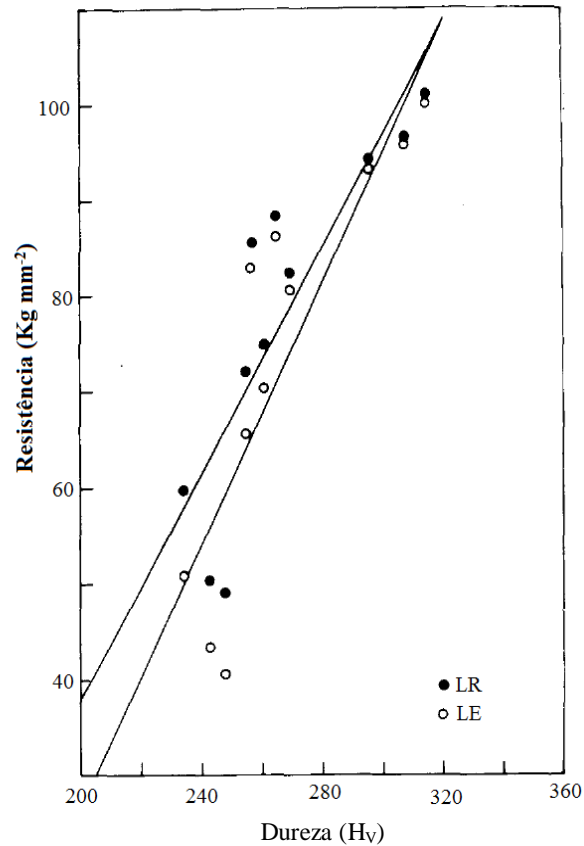


Figura 3.27. Correlação entre a resistência e a dureza do aço ARBL laminado a frio e recozido [66].

Nesse trabalho de Prasad e colaboradores as seguintes relações empíricas foram observadas [66]:

$$LR = 0.588 H_v - 79.81 \quad (3.5)$$

Equação 3.5 onde, **LR** é o limite de resistência (kg/mm²) e **Hv** é a dureza Vickers.

$$LE = 0.688 H_v - 111.08 \quad (3.6)$$

Equação 3.6 onde, **LE** é o limite de escoamento (kg/mm²) e **Hv** é a dureza Vickers.

3.6 Processos Industriais de Laminação de Aços Planos

Um laminador consiste basicamente de cilindros de laminação, mancais, uma carcaça chamada de gaiola para fixação dessas partes, e um motor para fornecer potência aos cilindros e controlar a velocidade de rotação. A redução ou desbaste inicial dos lingotes em blocos ou tarugos é feita normalmente por laminação a quente. Depois dessa fase segue-se uma nova etapa de laminação a quente para transformar o produto em chapas bobinas laminadas a quente. Posteriormente a laminação a frio produz chapas finas, com rigoroso controle de propriedades mecânicas, dimensional e forma. Os laminadores são convenientemente classificados em função do número e ao arranjo dos cilindros sendo os três principais tipos os laminadores duo, trio e quádruo, como mostra a figura 3.28 [22, 24].

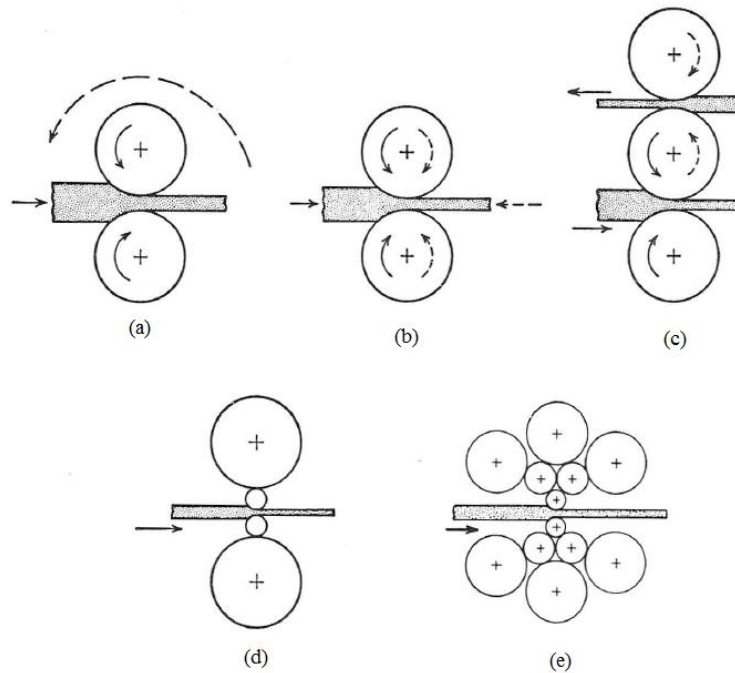


Figura 3.28. Arranjos típicos de rolos/cilindros para laminadores. (a) Laminador duo; (b) laminador duo reversível; (c) laminador trio; (d) laminador quádruo; (e) laminador agrupado [22].

3.6.1 Laminação a Quente

Na laminação a quente a temperatura de trabalho, durante um determinado tempo, se situa acima da temperatura de recristalização do aço, com intuito de reduzir a resistência à deformação plástica em cada passe e permitir a recuperação da estrutura do metal [24]. A obtenção de propriedades mecânicas adequadas aos aços depende tanto da composição química quanto das condições de processamento industrial [29, 65, 31, 33]. Especificamente para os aços ARBL, a importância das variáveis operacionais torna-se mais significativa, devido à multiplicidade de mecanismos de endurecimento, como mostrado anteriormente [13, 65, 27, 18].

O processo de laminação de tiras a quente inicia com o reaquecimento de placas, seguido de sucessivas reduções de espessura no laminador com o controle de temperaturas nessas etapas, especialmente, no acabamento e no bobinamento, que são variáveis de maior efeito nas propriedades mecânicas da tira laminada a quente [13, 35, 26, 24, 15]. A figura 3.29 mostra de forma esquemática o processo de laminação de tiras a quente.

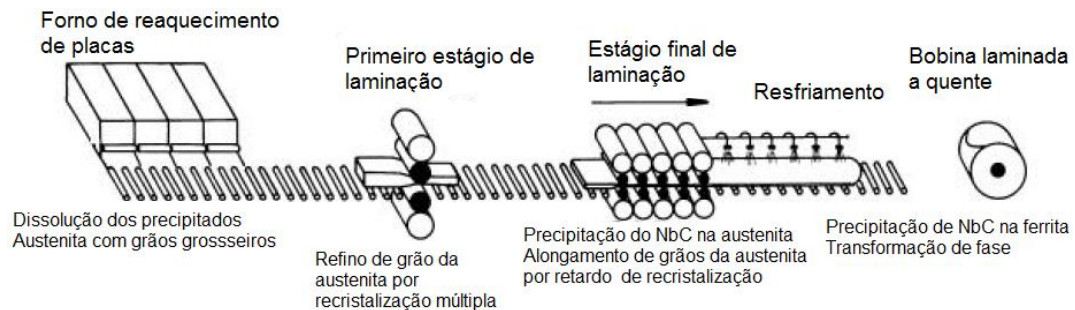


Figura 3.29. Processos metalúrgicos durante laminação de tiras a quente em aço ARBL [69].

3.6.1.1 Temperatura do forno de reaquecimento de placas

Após o processo de lingotamento na aciaria, a placa é reaquecida em um forno para permitir a laminação a quente. Além de dar ao metal plasticidade adequada para

laminação a quente, para os aços ARBL, a temperatura de reaquecimento da placa deve ser alta o suficiente para garantir a austenitização do aço e dissolver a maioria dos precipitados presentes em sua estrutura, para serem finamente precipitados em estágios posteriores. A dissolução incompleta dos microligantes implicará na sua limitação em participar de mecanismos importantes para este aço, como refinamento de grãos e endurecimento por precipitação secundária. [35, 69].

A figura 3.30 mostra as temperaturas necessárias para a completa dissolução dos carbonetos e carbonitreto de nióbio que se formaram durante o resfriamento da placa. Estes compostos serão completamente dissolvidos durante o reaquecimento da placa até a temperatura de laminação a quente, que tipicamente é de 1200 °C ou mais [32, 69].

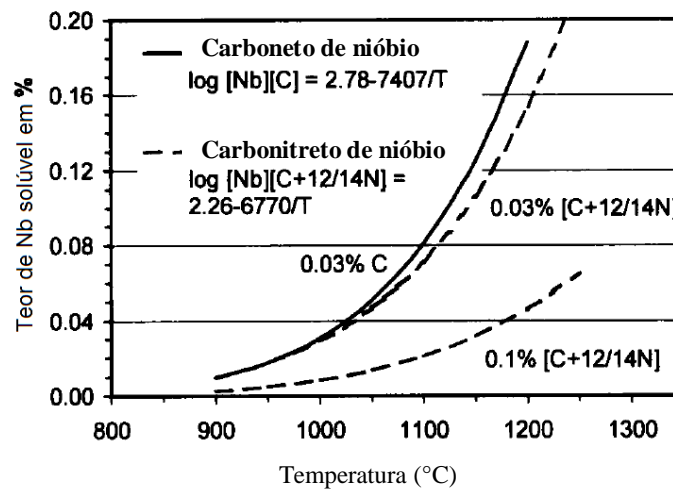


Figura 3.30. Solubilidade do carboneto de nióbio e carbonitreto de nióbio na fase austenítica do aço de baixo carbono [32].

3.6.1.2 Temperatura de acabamento

A temperatura de acabamento é um parâmetro importante que exerce grande influência nas propriedades dos produtos laminado a quente e a frio [13]. Esta temperatura é frequentemente pouco superior à temperatura mínima de recristalização [22]. É normalmente utilizada para controlar o tamanho de grão austenítico e a precipitação de carbonitreto, que por sua vez, estabelece a granulação ferrítica bastante fina encontrada

em aços ARBL. Em temperaturas superiores a A_{r3} , além dos elementos formadores de carbonetos, nitretos ou carbonitretos estarem em solução sólida, o tamanho de grão austenítico torna-se muito grande. Em temperaturas mais baixas, próximas à temperatura A_{r3} , finos precipitados irão se formar a partir da austenita, devido à reduzida solubilidade dos solutos a baixas temperaturas. Estes precipitados inibem o crescimento de grão austenítico ou até mesmo a recristalização [13, 22]. Abaixo da temperatura de recristalização, com as reduções subsequentes, os grãos de austenita se tornam alongados e, assim, desenvolvem uma área de superfície de contorno de grão mais eficaz, juntamente com a formação de bandas de deformação dentro dos grãos [69].

A figura 3.31 mostra como diferentes elementos de liga podem afetar a temperatura final de recristalização, sendo que cada elemento afeta esta temperatura de forma diferente, exemplificando como cada um deles suprime a recristalização em quantidades diferentes [31, 70].

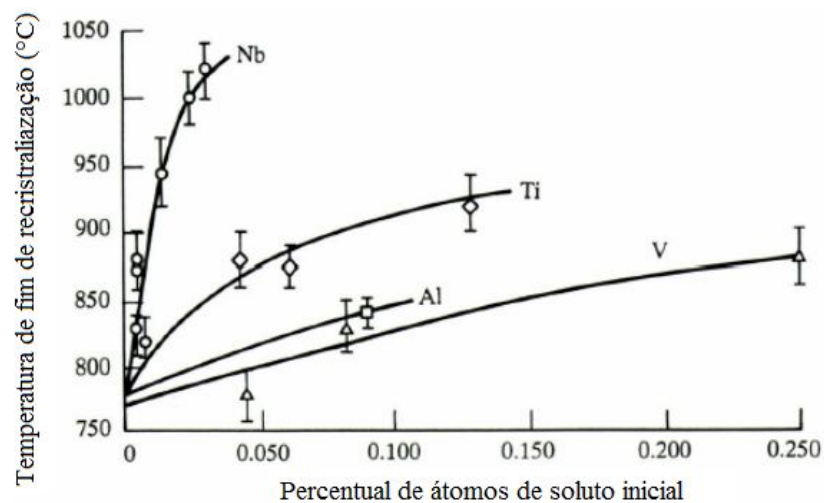


Figura 3.31. Temperatura de final de recristalização em função da quantidade de solutos, mostrando o efeito de diferentes elementos de liga em aços ARBL [70].

3.6.1.3 Temperatura de bobinamento

A temperatura de bobinamento é outro parâmetro que afeta as propriedades mecânicas do produto final laminado a quente. Baixas temperaturas (em geral, menores que 600°C) produzem precipitados finos e aleatoriamente distribuídos que, durante a etapa de recozimento, elevam a temperatura de recristalização, tendendo com isto a aumentar a resistência do produto final. No entanto, se a temperatura de bobinamento for muito baixa (menor que 450°C), poderá suprimir a precipitação, deixando assim uma quantidade de microligantes em solução. A escolha da temperatura correta de bobinamento dependerá dos requisitos finais de propriedades e de limitações tecnológicas do equipamento utilizado [69].

A figura 3.32 mostra que, para um aço contendo 0,03% de Nb, 0,05% de C e 0,01% de N, cerca de 1 ppm de Nb permanece em solução sólida, quando o equilíbrio térmico é atingido a 800°C [32].

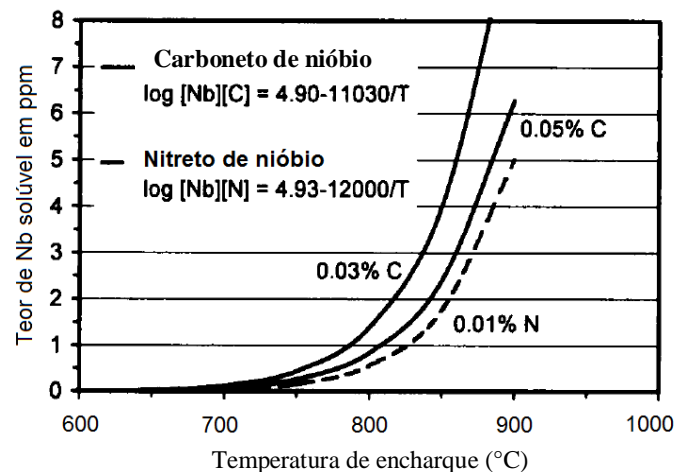


Figura 3.32. Solubilidade do carboneto de nióbio e do nitreto de nióbio na fase ferrita em aço de baixo carbono (0,03 % Nb, 0,05% C e 0,01% N) [32].

Pradhan [16] mostrou, para aços de alta resistência contendo Nb, que o endurecimento por precipitação é máximo para temperatura de bobinamento de aproximadamente 620°C e que para temperaturas mais altas, o coalescimento dos carbonitretos de Nb tendem a diminuir o efeito de endurecimento por precipitação reduzindo os valores de LE [16, 35]. Ao examinar uma série de aços microligados ao nióbio Patel [71] mostrou

que para uma temperatura de laminação de acabamento constante, um aumento no teor de nióbio não ajudou a aumentar ainda mais o nível de endurecimento por precipitação e a solução adotada foi ajustar a temperatura de bobinamento [69, 71]. A figura 3.33 mostra o efeito da temperatura de bobinamento e do teor de nióbio na variação da resistência de aços laminados a quente.

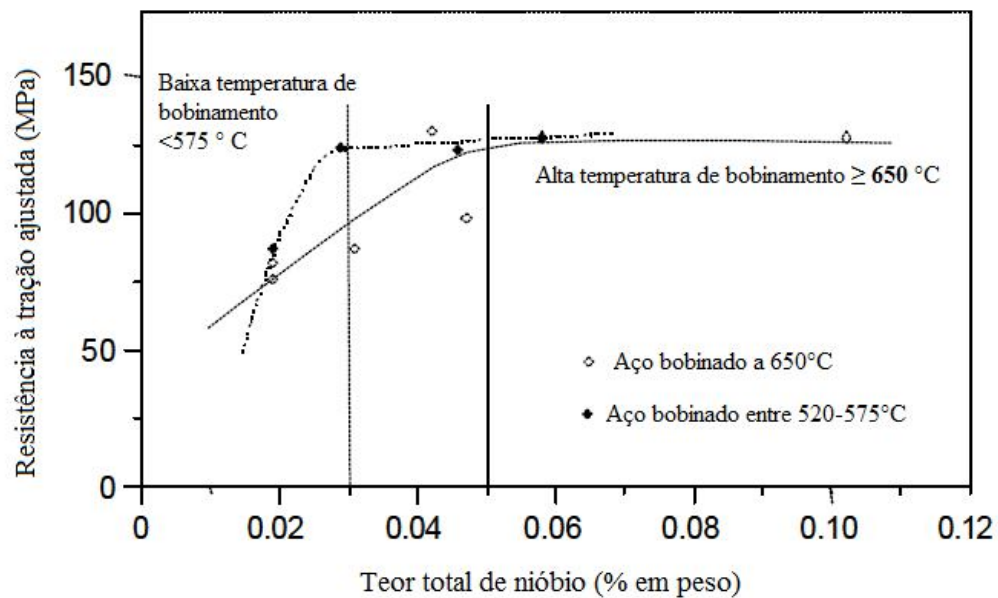


Figura 3.33. Resistência à tração ajustada em função do teor de nióbio e temperatura de bobinamento [69, 71].

É importante destacar que variações na velocidade durante o processo de laminação a quente resultarão na aplicação de diferentes taxas de resfriamento e, conseqüentemente, variação nas propriedades mecânicas do aço. Por isso as taxas de resfriamento devem ser controladas ao longo de todo o comprimento da tira laminada [71].

3.6.2 Laminação a Frio

A laminação a frio tem a finalidade de produzir tiras de aço com melhor acabamento superficial e com tolerâncias dimensionais mais restritas, quando comparadas com as

tiras produzidas no processo de laminação a quente. As principais etapas no processo de laminação a frio são a decapagem, para remoção da camada de óxido proveniente da laminação a quente, o laminador propriamente dito, seguido do recozimento e laminador de encruamento. Para algumas bobinas com necessidade de qualidade superior de limpeza superficial, são aplicados os tratamentos de limpeza superficial para remoção dos resíduos de óleo que também sofreram decomposição no processo de recozimento [24, 72]. O fluxo do processo com os principais equipamentos da laminação a frio está apresentado na figura 3.34, destacando-se o processo de recozimento em caixa, objeto desse estudo.

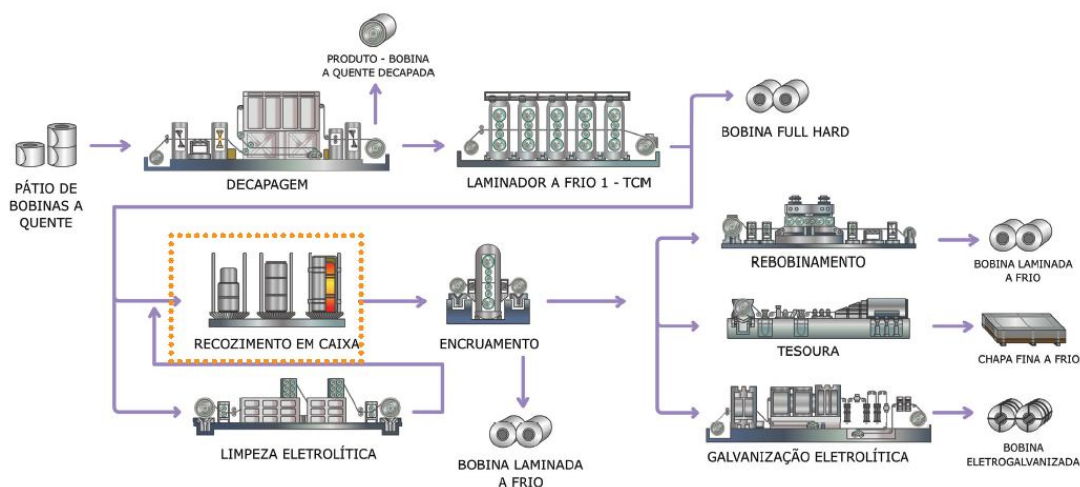


Figura 3.34. Fluxo esquemático das etapas de processo da laminação a frio [72].

A laminação a frio influencia significativamente a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço ARBL [73, 68, 19]. A deformação plástica imposta ao aço no laminador a frio introduz defeitos em sua rede cristalina levando a uma drástica modificação das propriedades mecânicas, provocando também alterações no tamanho, forma dos grãos e na textura cristalográfica do material. Como consequência, ocorre o aumento do limite de resistência e de escoamento, e a perda da ductilidade, tornando o material inadequado para as aplicações usuais. Esse fenômeno é conhecido como encruamento, conforme ilustrado na figura 3.35.

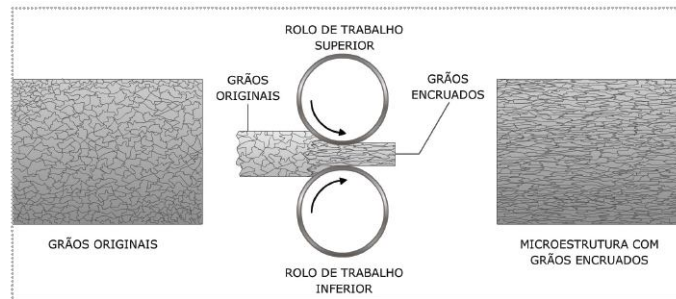


Figura 3.35. Alteração na microestrutura obtida no material após a laminação no laminador a frio.

Após a etapa de laminação a frio, as bobinas se encontram consideravelmente encruadas. A deformação plástica imposta ao aço introduz defeitos na rede cristalina que levam a alteração das propriedades mecânicas, podendo exercer uma influência prejudicial sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do aço laminado a frio [74]. Além de modificar o tamanho, forma dos grãos e a textura, ocorrem, por exemplo, o aumento do limite de escoamento, o aumento do limite de resistência e a perda da ductilidade, tornando o material inadequado para as aplicações usuais, considerando que este deverá ser submetido a alguma deformação posterior, para obtenção da forma final.

3.6.2.1 Redução a frio

O principal objetivo na laminação convencional a quente ou a frio, é a redução da espessura do metal. A laminação a frio produz chapas com rigorosos controles dimensionais e de acabamento superficial superior, obtido com cilindros mais lisos e na ausência de aquecimento, o que evita a formação de cascas de óxidos (carepa). Como a temperatura de trabalho situa-se abaixo da temperatura de recristalização, o aço processado apresenta uma maior resistência à deformação e um aumento dessa resistência com a deformação. A deformação plástica do metal durante a laminação a frio produz variações microestruturais e de propriedade que incluem a uma mudança na forma e orientação dos grãos, o endurecimento por deformação, e um aumento da área de contornos de grão por unidade de volume e aumento na densidade de deslocamentos

[23, 61, 24]. A maior parte da energia consumida na laminação a frio aparece na forma de calor, mas uma fração é armazenada no metal como energia de deformação associada a vários defeitos de rede gerados pela deformação [29], esta energia armazenada no trabalho a frio é a força motriz tanto para a recuperação quanto para a recristalização no processo de recozimento [22]. A figura 3.36 mostra a influência da taxa de redução a frio na variação da temperatura de recristalização, para aços microligados com diferentes concentrações de Nb, onde pode ser observado que uma elevação no grau de encruamento de 50% para 70%, reduz em aproximadamente 20°C a temperatura de recristalização destes aços [75, 35].

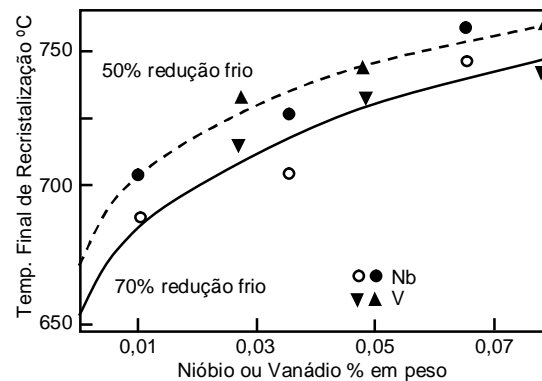


Figura 3.36. Influência do teor de nióbio ou vanádio na temperatura final de recristalização de aços ARBL, processados com diferentes taxas de redução a frio [75].

A redução a frio no aço também pode levar a uma textura característica. Andrade estudou para um aço IF Ti-Nb a variação da textura com o aumento do grau de deformação a frio. A figura 3.37 mostra o enfraquecimento da fibra γ entre 70 e 90% de deformação e o fortalecimento da fibra α e da componente cubo girado $\{001\}\langle 110\rangle$. Em 50% a intensidade da fibra γ aumenta homogeneamente e atinge seu pico em 70% de deformação, enquanto que a fibra α , apesar de também ser intensificada, apresenta um valor mínimo para $\{112\}\langle 110\rangle$ [51].

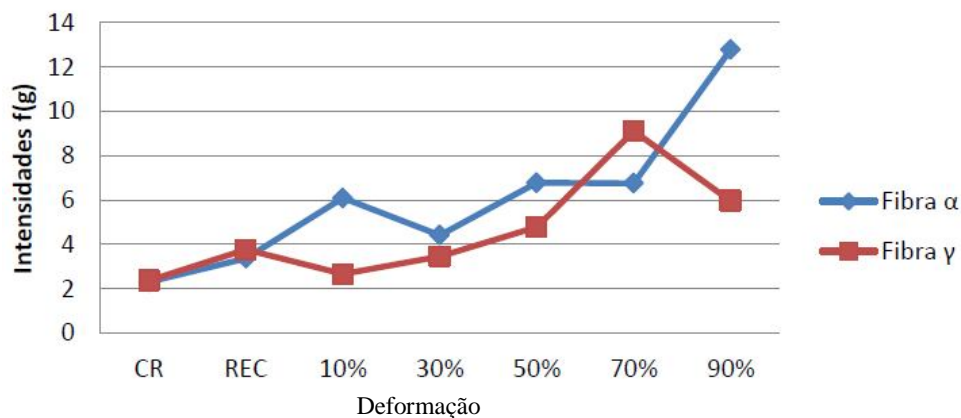


Figura 3.37. Intensidade das Fibras α e γ , comparada ao aumento do grau de deformação a frio [51].

3.6.2.2 O tratamento térmico

O tratamento térmico pode ser entendido como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento controlados, visando alterar as características de aços e ligas. Os tratamentos térmicos dos aços mais usados são o recozimento, a normalização, a têmpera e o revenimento [65]. O recozimento é um tipo de tratamento térmico que tem por finalidade promover o alívio de tensões, o amaciamento da peça, aumentar a ductilidade e a tenacidade ou normalizar materiais com tensões internas resultantes dos processos de deformação plástica. Nesse processo o material é exposto a uma temperatura elevada por um período de tempo longo e a seguir é lentamente resfriado. Deste modo, a microestrutura e a textura do material encruado são alteradas, devido à diminuição da energia de deformação por meio do rearranjo e da eliminação das deslocamentos [22, 29, 18, 51, 23].

Existem diversos tipos de tratamentos térmicos de recozimento, que são caracterizados pelas mudanças, muitas vezes microestruturais, que são induzidas e são responsáveis para a alteração das propriedades mecânicas [23]. Os dois principais processos de recozimento, que são normalmente empregados na indústria, são o recozimento em caixa e o recozimento contínuo [76, 24]. No recozimento contínuo ocorre o desbobinamento, a união das tiras por soldagem, passando estas tiras soldadas

continuamente através de fornos de aquecimento, seguido do resfriamento e então as tiras são divididas e novamente bobinadas. Todo este processo ocorre em aproximadamente 15 min, ou seja, uma produção de cerca de 80 t/h. No recozimento em caixas várias bobinas são aquecidas em fornos grandes e resfriadas juntas em ciclos térmicos de aproximadamente três dias [18]. A figura 3.38 mostra de forma esquemática uma comparação entre o recozimento em caixa e o recozimento contínuo e acentua as diferenças no tempo necessário para os dois processos [65, 76].

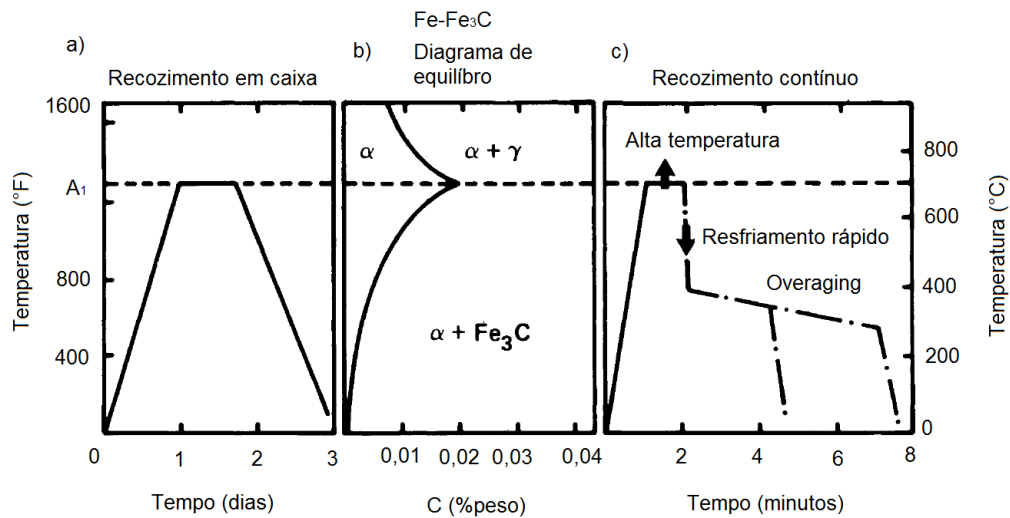


Figura 3.38. Comparação esquemática de ciclos de recozimento em caixa e contínuo com o diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C [76].

Para aços microligado com diferentes teores de nióbio, Pradhan mostra que aços recozidos no processo de recozimento em caixa resultaram em um nível menor de resistência, quando comparado ao recozimento contínuo, conforme a figura 3.39 [16].

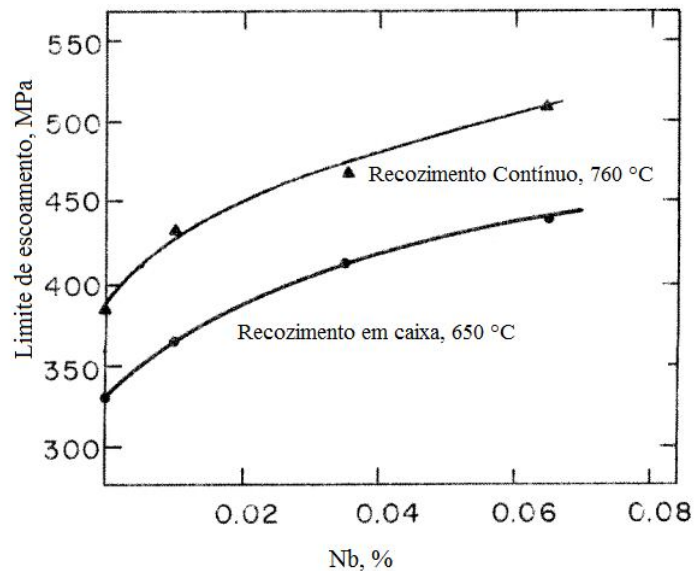


Figura 3.39. Limite de escoamento obtido em aços laminados a frio e recozidos em recozimento contínuo e em caixa para diferentes percentuais de níbio [16].

3.6.2.2.1 O processo de recozimento em caixa

Apesar de vantagens atribuídas ao recozimento contínuo, o recozimento em caixa continua sendo amplamente utilizado na indústria [18, 76]. O recozimento em caixa é uma das etapas críticas da Laminação a frio e exerce influência significativa nos resultados gerais da empresa, como, eficiência geral, produtividade, consumo de energia e qualidade dos produtos laminados a frio [77]. Este processo objetiva restaurar as propriedades mecânicas do aço que foram modificadas durante deformação na laminação a frio e também desenvolver microestruturas em aços especiais para aplicações em diversos seguimentos de transformação, como, por exemplo, automotivo, linha branca e construção civil [26, 35]. A figura 3.40 apresenta o processo de recozimento em caixa de uma planta industrial.



Figura 3.40. Recozimento em caixa Usiminas planta de Ipatinga – MG [72].

O ciclo típico do recozimento em caixa consiste no aquecimento, encharque a temperatura constante e resfriamento lento do material [23, 18]. A realização deste ciclo envolve basicamente quatro etapas sequenciais, sendo elas o empilhamento, a inserção do abafador, o enforamento e o resfriamento, conforme mostra a figura 3.41. Os parâmetros escolhidos de recozimento, principalmente temperatura e tempo de encharque têm influência decisiva no caráter da microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço ARBL [78].

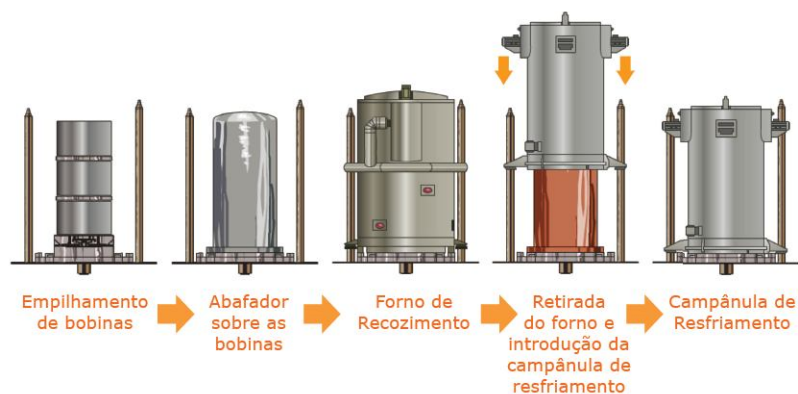


Figura 3.41. Esquema das etapas do recozimento em caixa.

Dentre as principais variáveis que devem ser consideradas para aplicação do ciclo térmico, pode-se destacar a composição química do material, as temperaturas de acabamento e de bobinamento da laminação a quente, o percentual de redução a frio, o peso e a dimensão do material processado e a ocorrência do aquecimento diferenciado na bobina, conforme mostrado na figura 3.42.

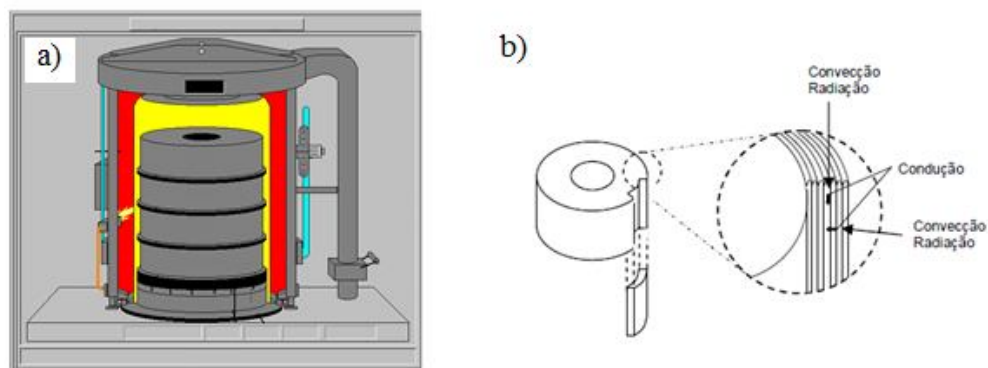


Figura 3.42. Representação esquemática (a) do forno e (b) do aquecimento diferenciado na bobina ao longo das espiras [72].

Nesse processo as partes externas das bobinas absorvem calor mais rapidamente do que a região central, de modo que o perfil térmico real aplicado na superfície e no interior da bobina é diferente. A variação na taxa de aquecimento e na temperatura de recozimento entre a região de menor temperatura e na região mais quente é em grande parte responsável pela variação das propriedades mecânicas ao longo do comprimento da bobina laminada a frio, que ocorre durante a realização do ciclo térmico no recozimento em caixa [18, 68]. Para controle do processo industrial e garantia de homogeneidade das propriedades requeridas são inseridos termopares dentro dos fornos para monitoramento de temperaturas em regiões com maiores e menores gradientes térmicos no processamento das bobinas, conforme desenho esquemático apresentado na figura 3.43.

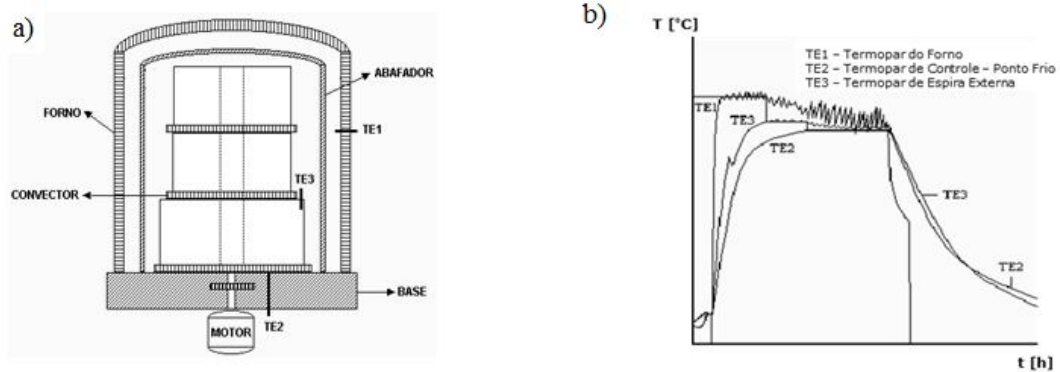


Figura 3.43. Desenho esquemático (a) do recozimento em caixa (forno, abafador, convector, base e posicionamento de termopares) e (b) gráfico característico de registro de temperaturas nas fases de aquecimento, encharque e resfriamento no ciclo de recozimento em caixa [72].

Os principais estágios do recozimento são a recuperação, a recristalização e o crescimento de grão, conforme apresentado na figura 3.44b. Adicionalmente na figura 3.44a também é mostrada a variação típica da resistência e da ductilidade com o aumento da redução por trabalho a frio, conforme já descrito anteriormente [22].

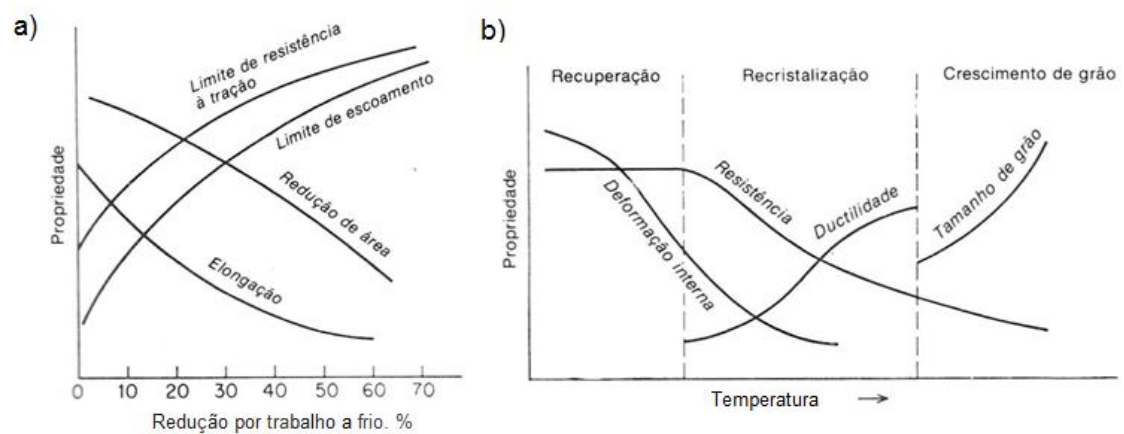


Figura 3.44. Desenho esquemático indicando mudanças importantes nas propriedades (a) na redução por trabalho a frio e (b) em cada região nos estágios de recozimento [22].

Dependendo da taxa de aquecimento, temperatura de reaquecimento e quantidade de energia armazenada, pode ocorrer o rearranjo e aniquilação de deslocações, formação de novos grãos livres de deslocações e seu crescimento. A movimentação das deslocações se dá por escorregamento e por saltos que pode provocar a formação de subgrãos dentro do grão, processo chamado de poligonização [24]. O tamanho de subgrão depende da temperatura e da taxa de deformação. A energia armazenada nos subgrãos é uma força motriz importante para a recristalização de aços laminados a frio.

Para o recozimento em caixa, parte da energia armazenada é liberada durante a recuperação. Desta forma, a força motriz para a recristalização diminui muito, o que resulta em recristalização a baixa velocidade [27].

As mudanças microestruturais durante a recuperação são relativamente homogêneas e geralmente não afetam os limites entre os grãos deformados. Nesse processo ocorre a aniquilação e o rearranjo das deslocações atingindo um estado metaestável. Já na recristalização pode ocorrer que novos grãos livres de deslocações sejam formados dentro da estrutura deformada ou recuperada. Estes crescem e consomem os grãos anteriores, resultando em uma nova estrutura de grãos com baixa densidade de deslocações [3, 55].

Embora a recristalização remova as deslocações, o material ainda contém contornos de grãos, que são termodinamicamente instáveis, com isso, o recozimento adicional pode resultar no crescimento de grãos, no qual os grãos menores são eliminados, os grãos maiores crescem e os limites de grãos assumem uma configuração de energia menor. Esse crescimento normal de grãos pode dar lugar ao crescimento seletivo de alguns grãos grandes, um processo conhecido como crescimento anormal de grãos ou recristalização secundária [55, 3].

A figura 3.45 mostra de forma esquemática estas etapas do processo de recozimento, que serão descritas com mais detalhes a seguir.

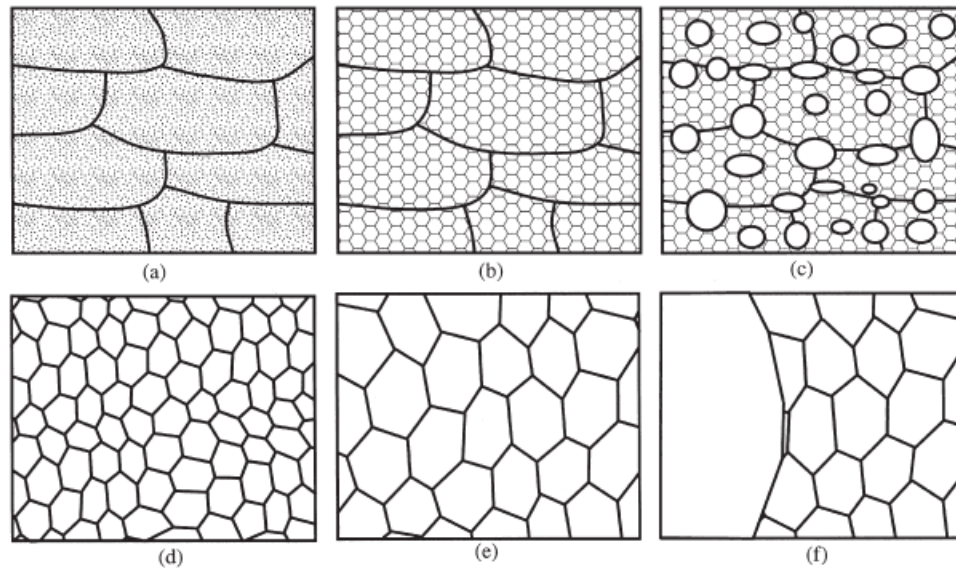


Figura 3.45. Diagrama esquemático dos principais estágios no processo de recozimento; (a) estado deformado, (b) recuperado, (c) parcialmente recristalizado, (d) totalmente recristalizado, (e) crescimento de grãos e (f) crescimento anormal de grãos [55].

3.6.2.2.2 Recuperação

A etapa de recuperação compreende fenômenos que levam à restauração parcial de certas propriedades físicas do material encruado tais como condutividades elétrica e térmica, dentre outras parecidas. Devido ao aumento da difusão atômica com a elevação da temperatura, parte da energia interna de deformação armazenada é aliviada durante a recuperação [23, 29]. Como as microestruturas observadas pela microscopia óptica geralmente não revelam muitas alterações neste estágio, a recuperação é frequentemente medida indiretamente por técnicas que medem mudanças em algumas propriedades físicas ou mecânicas no material [18].

Os mecanismos de recuperação incluem aniquilação por difusão de defeitos pontuais, aniquilação de deslocações mútuas, reorganização aleatória de deslocações livres, pelo mecanismo de poligonização e formação de contornos de alto ângulo, pela nucleação por coalescimento de subgrãos [52, 61]. A poligonização é o processo de formação de subgrãos, derivado da movimentação por saltos e por escorregamento das deslocações

dentro do grão, formando linhas de pequenas inclinações, umas em relação às outras [24]. Estes mecanismos estão ilustrados na figura 3.46 [52].

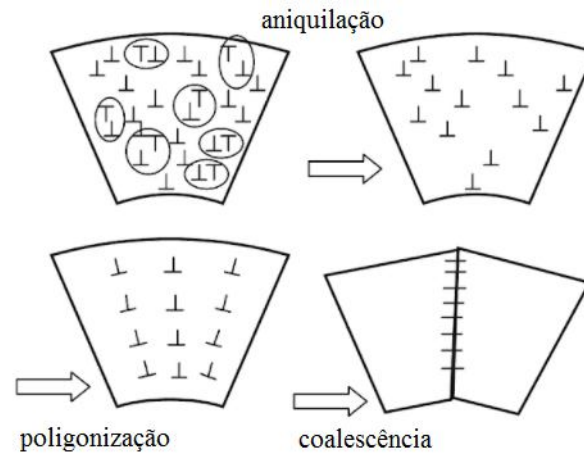


Figura 3.46. Esquema de mecanismos sucessivos de anulação de deslocações [52].

A cinética de recuperação pode ser quantificada por medidas indiretas e segue a equação geral:

$$\frac{1}{\rho} - \frac{1}{\rho_0} = k * t \quad (3.7)$$

Equação 3.7, onde, ρ é a densidade de deslocações no instante t , ρ_0 é a densidade inicial de deslocações, t é o tempo de recozimento e k uma constante [61].

A figura 3.47 mostra esquematicamente os vários estágios de recuperação a partir de um amaranhado de deslocações (a), seguido da formação de células (b), aniquilação de deslocações nas paredes das células (c), formação (d) e crescimento de subgrãos (e) [61, 52, 55].

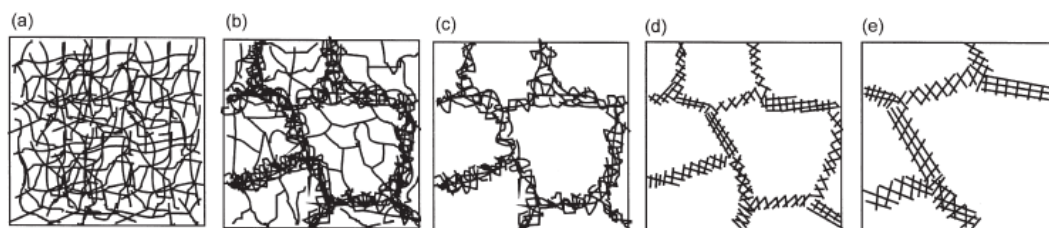


Figura 3.47. Representação esquemática mostrando as mudanças da estrutura das deslocações durante a recuperação [55].

3.6.2.2.3 Recristalização e crescimento de grão

A força motriz para a recristalização vem da energia armazenada do trabalho a frio e é realizada por difusão de átomos de ferro de curto alcance através das fronteiras entre grãos deformados e grãos recozidos [29, 61, 34, 65]. A recuperação e a recristalização são processos concorrentes, pois ambos são impulsionados pela energia armazenada do estado deformado. Por outro lado, como a recuperação reduz a força motriz para a recristalização, uma quantidade significativa de recuperação prévia pode, por sua vez, influenciar a natureza e a cinética da recristalização [18]. A recristalização pode ser definida como a migração de contornos de alto ângulo absorvendo defeitos cristalinos ao longo da microestrutura [60, 61].

A recristalização da microestrutura deformada é frequentemente chamada de recristalização primária para diferenciá-la do processo de crescimento anormal de alguns grãos, que pode ocorrer em material totalmente recristalizado e que às vezes é chamado de recristalização secundária ou de crescimento anormal de grãos. A recristalização primária é composta basicamente pelas etapas de nucleação que corresponde à primeira formação de novos grãos na microestrutura e crescimento, durante os quais os novos grãos substituem o material deformado [18, 61]. A migração dos contornos de grão de baixo ângulo e de alto ângulo desempenha um papel central no recozimento de aços laminados a frio. A migração do contorno de baixo ângulo ocorre durante a recuperação e durante a nucleação na recristalização, enquanto que a migração do contorno de alto ângulo ocorre durante e após a recristalização primária [55, 68].

A quantidade de pré-deformação, bem como a temperatura, o tempo, o tamanho de grão inicial, a composição química e o grau de recuperação ou poligonização, anterior ao início da recristalização, são fatores importantes que influenciam o comportamento da recristalização [22].

O mecanismo fundamental tanto na recristalização quanto no crescimento de grãos é a migração dos contornos de alto ângulo. Para determinação experimental da velocidade de crescimento durante a recristalização utiliza-se frequentemente o método proposto por Cahn e Hagel [79] através da expressão:

$$V_{CH} = \left(1/S_{vr}\right) * (dV_{vr} / dt) \quad (3.8)$$

Equação 3.8 onde, S_{vr} é a superfície dos contornos de alto ângulo entre regiões recristalizadas e não recristalizadas por unidade de volume, V_{vr} é a fração volumétrica recristalizada e t é o tempo de recozimento [61].

Em um metal totalmente recristalizado, a força motriz para o crescimento de grãos está na energia superficial dos contornos de grão. À medida que os grãos crescem em tamanho, a área de contorno dos grãos diminui, reduzindo assim a energia total [23, 80]. No processo de recozimento, diferentes temperaturas levarão a diferentes taxas de crescimento de grãos. Quanto maior a temperatura, mais fácil é mover os átomos, mais rápida é a taxa de recristalização e maior a taxa de crescimento de grãos [81].

Para um estudo em aços ARBL, recozidos em recozimento em caixa, Fang [18] observou que para uma taxa de aquecimento mais baixa ocorreu na recristalização mais difícil porque mais energia armazenada foi consumida durante a fase de recuperação, contudo a recristalização pareceu ser mais sensível à temperatura do que a taxa de aquecimento, devendo-se portanto observar na região de maior temperatura uma recristalização mais rápida [18].

3.6.2.2.4 Cinética de recristalização

A cinética de recristalização pode ser avaliada através da variação da fração recristalizada em função do tempo de recozimento. Este parâmetro pode ser obtido por meio de técnicas de medição indireta da dureza do metal. Estudos realizados por diversos pesquisadores mostram uma equivalência entre o amaciamento e a recristalização do material durante o recozimento, de modo que é possível instituir uma relação na qual a fração volumétrica recristalizada (X_V) correspondente à fração volumétrica amaciada, podendo ser determinada a partir de valores de medições experimentais da dureza do material encruado e do material recristalizado, conforme a Equação 3.9 [82, 83, 84, 48, 27]:

$$X_V = \frac{H_m - H_t}{H_m - H_0} \quad (3.9)$$

Equação 3.9 onde, H_m é a dureza máxima correspondente ao material laminado a frio (encruado), H_0 a dureza mínima correspondente ao material completamente recristalizado e a H_t a dureza do material após um dado tempo de recozimento [48].

A fração recristalizada pode ser definida também pela observação direta da amostra, aplicando a técnica de metalografia quantitativa ou através da avaliação em mapeamentos EBSD [18, 83, 48].

Chen comparou em seu trabalho para ligas de alumínio a fração de material recristalizado quantificada por ensaios de microdureza e por microscopia óptica, com base no método de imagem composta [83]. A figura 3.48 apresenta os valores medidos de microdureza (H_V) ao longo do ciclo de recozimento isotérmico a 340°C , realizado durante vários tempos. Das barras de erro, pode-se observar que há uma grande dispersão entre as medições individuais de dureza. No entanto, um padrão geral claro de comportamento de recozimento pode ser observado. Os tamanhos das barras de erro são maiores no intervalo de tempo intermediário, o que demonstra o caráter não homogêneo do material parcialmente recristalizado, similar quando comparado à avaliação via microscopia óptica [83].

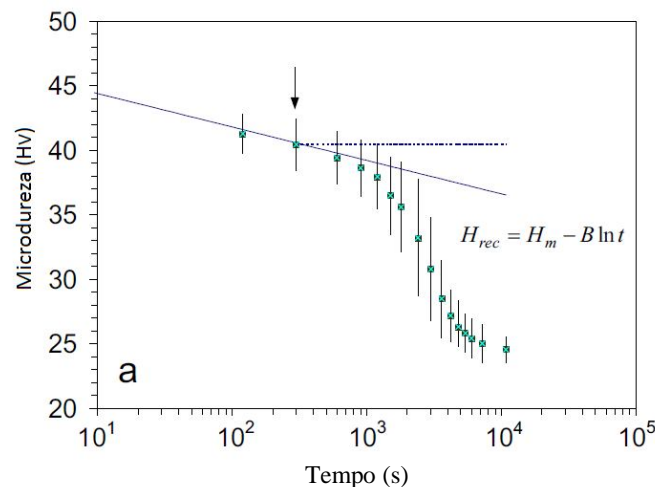


Figura 3.48. Medição de microdureza ao longo do tempo de recozimento isotérmico a 340°C [83].

Como mostra a figura 3.49, após a subtração do efeito de recuperação, a fração resultante recristalizada está de acordo com as medições metalográficas realizadas, sendo a diferença observada menor que 5% [83].

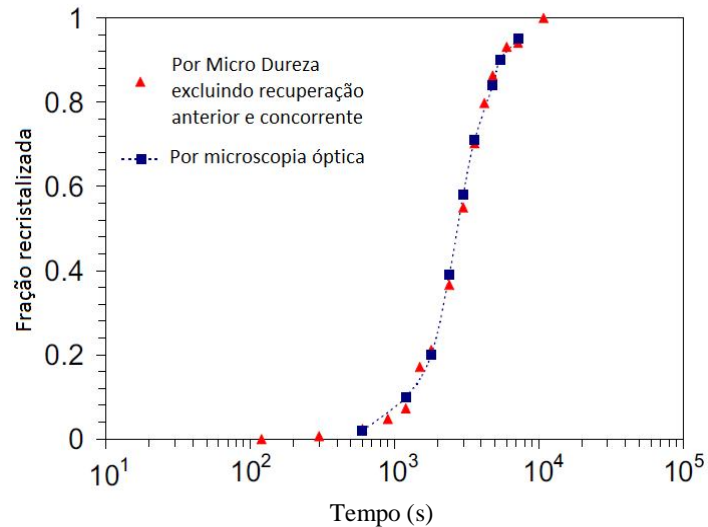


Figura 3.49. Comparação da fração recristalizada quantificada por ensaios de microdureza e por microscopia óptica [83].

Fang e colaboradores realizaram um estudo do recozimento em caixa em aços ARBL laminados a frio microligados ao nióbio e ao titânio. Utilizando a técnica dos mapas de Kernel (KAM - *Kernel Average Misorientation*) foram comparadas as frações de recristalização para os dois aços em dois pontos, no centro da amostra e na superfície, conforme mostra a figura 3.50. Observa-se na figura que a cinética é mais rápida nas regiões de superfície do que no centro. Uma comparação do comportamento na superfície ao centro mostra que o aço ao Nb teve um recozimento mais uniforme do que o aço ao Ti, uma vez que a cinética de recristalização da superfície e do centro no aço ao Nb foi muito semelhante [68].

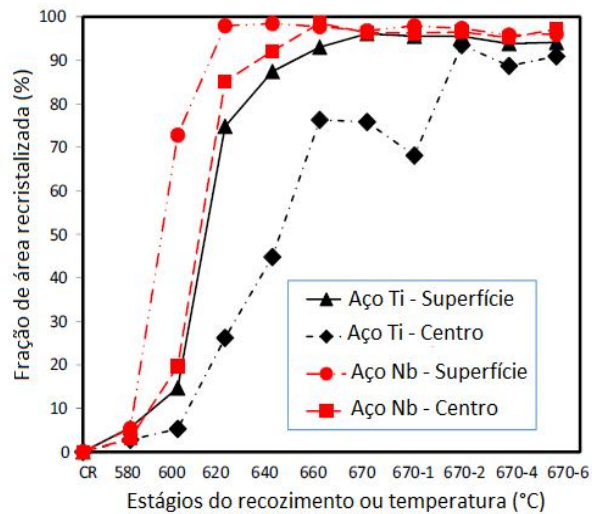


Figura 3.50. Comparação da fração de área recristalizada durante o recozimento baseada nas medições KAM [68].

Utilizando técnicas similares, Ordonez e colaboradores [34] avaliaram a fração recristalizada em três aços ARBL, microligados ao nióbio, vanádio e ao titânio. A Figura 3.51 mostra a fração da evolução da área recristalizada em diferentes temperaturas de recozimento. O aço microligado ao Ti apresentou a menor taxa de recristalização e o aço ao Nb apresentou a maior taxa de recristalização, sendo que o aço microligado ao V pareceu ter uma cinética de recristalização intermediária, como mostra a figura 3.51 [34].

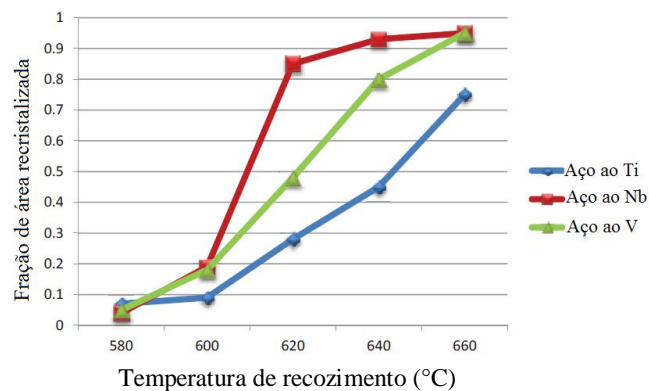


Figura 3.51. Evolução da fração de área recristalizada em diferentes temperaturas de recozimento [34].

3.6.2.3 Laminação de encruamento

A laminação de encruamento ou passe de encruamento, também conhecida como *Temper Rolling* ou *Skin Pass Mill*, é uma das etapas finais na fabricação de aços planos laminados a frio e exerce influência nas propriedades mecânicas e geométricas do aço laminado. Este processo tem quatro finalidades básicas, sendo elas a eliminação do patamar de escoamento em alguns aços, a transferência de textura do cilindro para superfície da chapa imprimindo a rugosidade, a adequação das propriedades mecânicas requeridas, e a correção de planicidade [26, 35, 85].

Durante o passe de encruamento, para aços de baixo carbono, a distribuição de deformação é heterogênea e o nível de deformação é pequeno e concentrado na superfície, influenciado, principalmente pelo grau e velocidade de redução, pelo tamanho de grão e qualidade do material, pelas condições de atrito e de lubrificação [35, 86, 85].

3.6.2.3.1 Limite de escoamento descontínuo

Muitos aços, na condição recozida, apresentam uma transição localizada heterogênea, da deformação elástica para a plástica, produzindo um escoamento descontínuo na curva tensão-deformação [22, 85]. A formação do patamar de escoamento, com tensão variável em função da deformação, decorre dos efeitos da interação de átomos de soluto com o movimento das deslocções no reticulado do elemento solvente, como ocorre em alguns aços recozidos onde os solutos são o carbono e o nitrogênio [24]. Durante um ensaio de tração, a carga aplicada ao corpo de prova cresce com a deformação elástica até um ponto de máximo, no limite superior de escoamento, cai rapidamente, flutua em torno de um valor aproximadamente constante no limite inferior de escoamento e depois retorna a crescer com a continuação da deformação [22, 35]. A deformação que se verifica durante todo o escoamento descontínuo é heterogênea, conforme mostra a figura 3.52 [22].

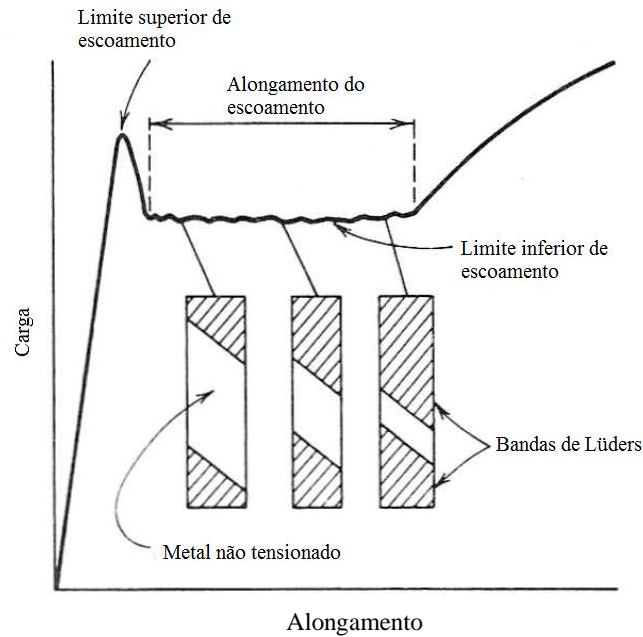


Figura 3.52. Comportamento típico do limite de escoamento descontínuo [22].

No limite superior de escoamento, a deformação começa em posições de concentração de tensão como discretas bandas de material deformado, chamada bandas de Lüders e coincidentemente com a formação da banda a carga cai para o limite inferior [29, 22]. Essas bandas fazem geralmente um ângulo de cerca de 45° com o eixo de tração e propagam-se ao longo do corpo de prova, causando o alongamento do mesmo [22]. Quando várias bandas de Lüders são formadas, a curva de escoamento no patamar de escoamento descontínuo torna-se irregular e cada perturbação da curva corresponde à formação de novas bandas. Depois da propagação das bandas de deformação por todo o comprimento da seção útil do corpo de prova, o escoamento volta a crescer com a deformação, quando finaliza o patamar de escoamento definido [22, 35].

De acordo com a teoria de Cottrell [87, 88], a tensão de escoamento é a soma da tensão necessária para ativar uma fonte de deslocações com as demais tensões necessárias para movimentar as deslocações ancoradas, que é o resultado da interação entre deslocações e átomos de soluto [29]. As partículas finas podem atuar como barreiras para as deslocações de várias maneiras. Elas podem atuar como partículas não coerentes fortes e impenetráveis, na qual as deslocações só podem mover-se por meio de mudanças

acentuadas nas curvaturas de suas linhas, ou, por outro lado, elas podem agir como partículas coerentes ou não coerentes através das quais as deslocações podem passar, exigindo tensões muito mais elevadas do que as necessárias para se moverem através da matriz [22]. O escoamento descontínuo ocorre como resultado da liberação das deslocações bloqueadas, ou pela criação de outras nos pontos de concentração de tensões. A figura 3.53 mostra de forma esquemática, quando uma deslocação é bloqueada pela presença do soluto.

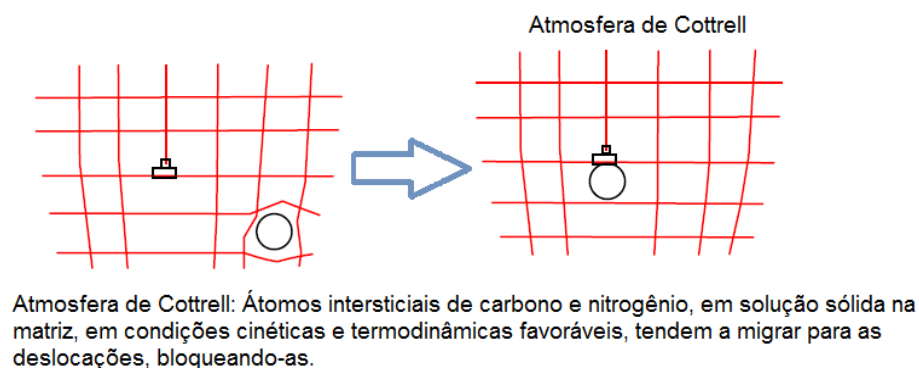


Figura 3.53. Interação entre solutos e deslocações [35].

3.6.2.3.2 Supressão do patamar de escoamento

Os aços ARBL apresentam o patamar de escoamento definido e caso sua eliminação não seja realizada, o material pode apresentar durante a estampagem, o defeito conhecido como linhas de distensão ou bandas de Lüders [22, 35, 85]. Esse defeito está diretamente associado com a presença de um limite de escoamento descontínuo na curva tensão-deformação do metal e com a deformação não uniforme nesta região. Para eliminá-lo, após o processo de recozimento, é aplicado um passe no laminador de encruamento de 0,8 a 1,5% de deformação, para aços de baixo carbono [22, 85].

O passe de encruamento produz na tira uma grande quantidade de núcleos de bandas de Lüders pelo contato entre os cilindros e a chapa. Estas bandas iniciam-se na superfície da chapa paralelamente ao eixo do cilindro e se propagam em direção ao centro do material com uma inclinação de aproximadamente 45° , resultando numa distribuição de

deformações heterogênea, alternando entre zonas deformadas e não deformadas plasticamente, conforme ilustra a figura 3.54.

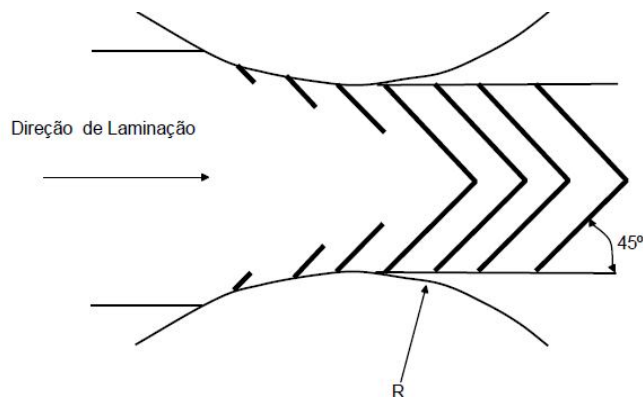


Figura 3.54. Representação esquemática da propagação das bandas de deformações durante o passe de encruamento [89].

Quando o metal é estampado, estas pequenas bandas crescem, mas, devido seus reduzidos tamanhos e grandes proximidades, a irregularidade da superfície resultante é muito pequena e não perceptível a olho humano [35].

De acordo com Goodman e colaboradores [90], aços recozidos exibem o patamar de escoamento na faixa de 4,5 a 8,0%, sendo que o valor mais alto está associado com o teste de tensão transversal para aços contendo Nb. O autor mostrou que para eliminar o patamar de escoamento foi necessário de 1,5 a 2,0% de alongamento no encruamento para chapas de aço recozido, contendo Nb e Ti [90]. Fernandes em seu estudo desenvolvido em um aço ARBL laminado a frio, microligado ao Nb e recozido em recozimento contínuo obteve a supressão do patamar de escoamento com a deformação de 1,7% no laminador de encruamento, independente da temperatura de encharque aplicada [35].

4. METODOLOGIA

O material analisado no presente trabalho consiste de um aço ARBL grau 340, microligado com o nióbio. A análise química da liga é apresentada na tabela 4.1, sendo o teor de cada elemento definido em porcentagem em massa.

Tabela 4. 1. Composição química do aço (% em massa) [20].

C	Si	Mn	Nb	Al	N	Ti	P	S
0,0928	0,012	0,8874	0,0301	0,0357	0,0022	0,0021	0,0224	0,0084

Os requisitos normativos de propriedades mecânicas do aço *steel number* 1.0548, conforme a norma EN 10268:2006+A1:2013, estão listados na tabela 4.2.

Tabela 4. 2. Requisitos de propriedades mecânicas do aço [20].

Limite de escoamento (MPa)	340 a 420
Limite de resistência (MPa)	410 a 510
Alongamento total (%)	> 21*

(*)Base de Medida = 50 mm. Direção transversal.

4.1 Processamento do Material em Escala Industrial

Para escolha do tipo de aço a ser estudado foi levado em consideração, dentre os materiais em fluxo de processo industrial para recozimento em caixa, aquele com bom nível de limpeza, ciclos de recozimento com temperaturas e tempos de encharque mais elevados e produtos cujos requisitos de atendimento a obtenção de propriedades mecânicas sejam obrigatórios. Foram verificadas as condições de processo de produção na aciaria, laminação a quente e laminador a frio para este aço e os registros dos dados de produção foram utilizados na análise do histórico de solicitações do material durante o processamento industrial.

Após o laminador a frio, foram retiradas amostras de chapas do aço sem recozimento. Estas chapas foram cortadas em tesoura guilhotina a 50 mm da borda, para obtenção de amostras de tiras de 300 mm de comprimento por 200 mm de largura e 2,5 mm de espessura, de forma transversal ao sentido de laminação, conforme mostra a figura 4.1.

As bordas da chapa e a ponta inicial foram descartadas, por apresentar região com variação de espessura.

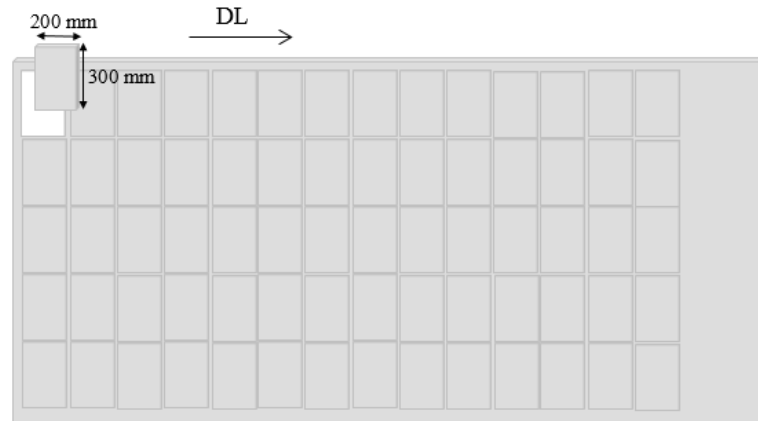


Figura 4. 1. Corte da chapa laminada a frio em tiras.

4.2 Processamento do Material em Forno Piloto

Para realização das simulações do ciclo de recozimento, as tiras foram empilhadas dentro do forno (Fig. 4.2) de modo que ao longo do ciclo térmico, as tiras foram sendo retiradas, a cada intervalo de uma hora, uma a uma, das mais externas para as mais internas no forno. Após serem retiradas do forno, estas tiras foram bruscamente resfriadas em água à temperatura ambiente, secadas com nitrogênio de linha, identificadas, oleadas com óleo protetivo para proteção quanto à oxidação e embaladas para proteção quanto ao manuseio e disposição para processamento posterior.



Figura 4.2. Disposição das tiras para processo em forno piloto.

Foi utilizado um forno elétrico piloto FAC III – SILICONIT (Fig. 4.3), com atmosfera interna protetora de nitrogênio. Este equipamento possui três controladores, com seus respectivos pirômetros distribuídos em sua câmara interna em zonas 1, 2 e 3, para os

processos de aquecimento e resfriamento controlados. Os controladores são do fabricante YOKOGAWA tipo UP351.



Figura 4.3. Forno piloto FAC III – SILICONIT e controladores YOKOGAWA UP351.

A tabela 4.3 apresenta o ciclo de recozimento projetado para as condições normais de produção industrial deste aço, no recozimento em caixa, com as respectivas temperaturas e tempos de processamento.

Tabela 4.3. Ciclo de recozimento do aço em escala industrial

Temperatura (C°)		Tempo (h)
Início	Fim	
25	350	1,0
350	650	5,5
650	690	3,0
690	690	18,0
690	100	25,0

4.2.1 Tratamento térmico: curva térmica 1 (CT1)

A primeira simulação do ciclo de recozimento foi conduzida programando os controladores do forno de ensaio piloto, conforme dados de processamento do material apresentados na tabela 4.3. A curva de aquecimento ocorreu em três etapas, sendo a primeira aquecendo o forno desde a temperatura ambiente até 350 °C em 1 h, posteriormente continuou-se o aquecimento até 650 °C em 5,5 h e por fim de 650 °C até a temperatura de encharque de 690 °C em 3 h. O encharque nesta temperatura ocorreu durante 18 h e finalizado o ciclo com o resfriamento lento do material dentro do forno. Esta curva indica as condições de maiores temperaturas dentro do forno industrial e representa temperaturas de processo que indicam o ponto quente da bobina, conforme mostra a figura 4.4.

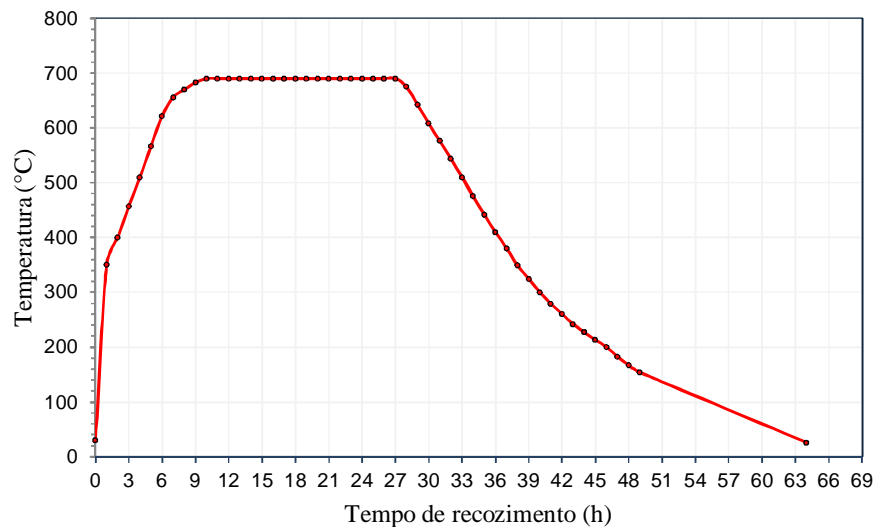


Figura 4.4. Curva do ciclo térmico de recozimento em forno piloto (CT1).

Ao longo da realização desse ciclo foram retiradas amostras do forno a cada intervalo de uma hora, resfriando-as bruscamente em água. Essas amostras foram sequenciadas e identificadas conforme a tabela 4.4.

Tabela 4.4. Amostras retiradas do forno. Ciclo de recozimento (CT1)

Amostra	Tempo (h)	Temperatura (C°)	Amostra	Tempo (h)	Temperatura (C°)
00	0,0	30	26	26,0	690
01	1,0	350	27	27,0	690
02	2,0	400	28	28,0	675
03	3,0	457	29	29,0	642
04	4,0	510	30	30,0	608
05	5,0	567	31	31,0	576
06	6,0	622	32	32,0	543
07	7,0	656	33	33,0	510
08	8,0	670	34	34,0	475
09	9,0	683	35	35,0	441
10	10,0	690	36	36,0	410
11	11,0	690	37	37,0	380
12	12,0	690	38	38,0	349
13	13,0	690	39	39,0	324
14	14,0	690	40	40,0	300
15	15,0	690	41	41,0	279
16	16,0	690	42	42,0	260
17	17,0	690	43	43,0	242
18	18,0	690	44	44,0	227
19	19,0	690	45	45,0	213
20	20,0	690	46	46,0	200
21	21,0	690	47	47,0	183
22	22,0	690	48	48,0	167
23	23,0	690	49	49,0	154
24	24,0	690	50 (*)	64,0	26
25	25,0	690			

(*) Esta amostra ficou durante o final de semana dentro do forno.

4.2.2 Tratamento térmico: curva térmica 2 (CT2)

Já a segunda simulação foi conduzida programando os controladores do forno piloto utilizando-se de valores reais de temperaturas registradas em termopares posicionados dentro do forno de processo de recozimento industrial, indicando a região que representa as menores temperaturas registradas durante o mesmo ciclo térmico industrial. Estas temperaturas indicam a região do ponto frio da bobina, conforme mostra a figura 4.5. Neste ciclo as temperaturas de aquecimento foram sempre inferiores às observadas na condição CT1, inclusive na região de encharque.

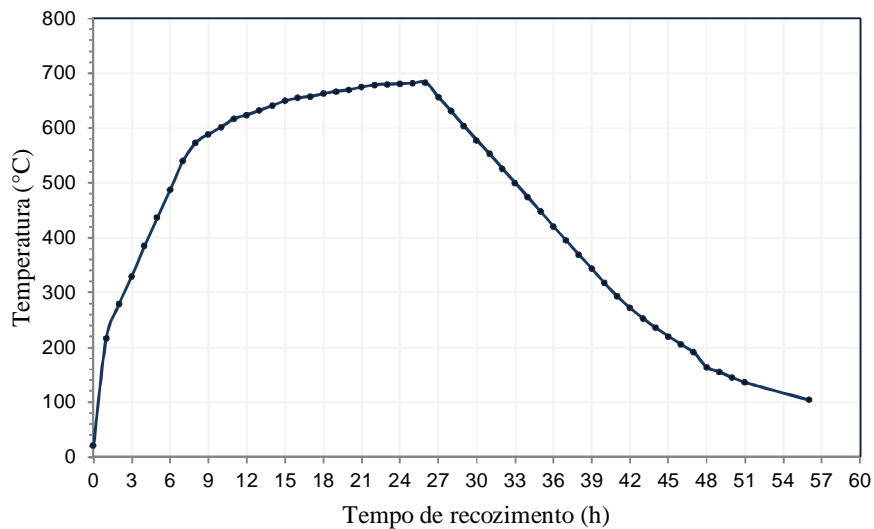


Figura 4.5. Curva do ciclo térmico de recozimento em forno piloto (CT2).

De forma similar ao realizado para a condição CT1, ao longo da realização desse ciclo (CT2) foram retiradas amostras do forno a cada intervalo de uma hora, resfriando-as bruscamente em água. As amostras foram preparadas, sequenciadas e identificadas conforme a tabela 4.5.

Tabela 4.5. Amostras retiradas do forno. Ciclo de recozimento (CT2)

Amostra	Tempo (h)	Temperatura (C°)	Amostra	Tempo (h)	Temperatura (C°)
51	0,0	21	77	26,0	683
52	1,0	217	78	27,0	657
53	2,0	279	79	28,0	631
54	3,0	330	80	29,0	604
55	4,0	385	81	30,0	578
56	5,0	437	82	31,0	553
57	6,0	488	83	32,0	526
58	7,0	540	84	33,0	500
59	8,0	573	85	34,0	474
60	9,0	589	86	35,0	448
61	10,0	602	87	36,0	421
62	11,0	617	88	37,0	395
63	12,0	624	89	38,0	369
64	13,0	632	90	39,0	344
65	14,0	641	91	40,0	317
66	15,0	650	92	41,0	293
67	16,0	655	93	42,0	272
68	17,0	658	94	43,0	253
69	18,0	663	95	44,0	236
70	19,0	667	96	45,0	220
71	20,0	670	97	46,0	205
72	21,0	675	98	47,0	191
73	22,0	679	99	48,0	164
74	23,0	680	100	49,0	155
75	24,0	681	101	50,0	145
76	25,0	682	102	51,0	136

4.3 Identificação e preparação das amostras

Todas as amostras retiradas do forno foram identificadas e cortadas para realização dos ensaios previstos. Em cada amostra foram confeccionados três corpos de prova (CP), conforme a norma ISO 6892:2013 [91], para realização dos ensaios mecânicos e separadas mais duas partes para análise metalográfica e demais ensaios necessários (Fig. 4.6).

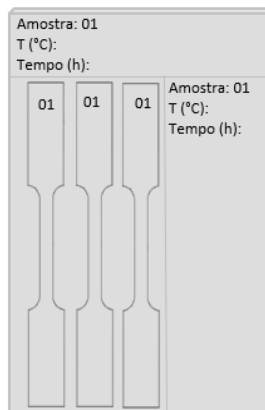


Figura 4.6. Identificação das amostras e obtenção dos CPs.

Para realização da caracterização microestrutural as amostras foram cortadas em filetes de 10 mm de comprimento por 8 mm de largura no sentido de laminação. A preparação foi realizada com o embutimento a quente em uma resina termofixa à base de baquelite, de modo a possibilitar a análise da seção longitudinal referente à direção de laminação. Para tornar a microestrutura do material microscopicamente passível de interpretação, foi aplicado o ataque químico com uso do reativo nital 4%, para avaliação da microestrutura via microscopia óptica e ataque químico com uso do reativo nital 2%, para avaliação da micrografia via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ambas seguida de um cuidadoso lixamento e polimento.

Para análise de textura, as amostras foram cortadas em dimensões de 50 x 50 mm, preservando a identificação do sentido de laminação. Para garantir boa planicidade da superfície, as amostras foram desbastadas em lixas de grãos 100/150/220/300/600/800/1200 sucessivamente. Em seguida foram submetidas a ataque químico para remoção de deformações produzidas durante o lixamento. Realizado o

primeiro ataque por imersão com solução de 5% ácido fluorídrico (HF) em 95% peróxido de hidrogênio (H_2O_2) por aproximadamente 90 segundos. Em seguida as amostras foram atacadas com solução de nital 5% de ácido nítrico (HNO_3) em álcool etílico (CH_3CH_2OH).

4.4 Ensaios Mecânicos

As propriedades mecânicas nas amostras laminadas a frio e recozidas, ao longo de todo o ciclo, foram determinadas por ensaios de tração e dureza Vickers.

4.4.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ISO 6892:2013 [91] em uma máquina de tração INSTRON de 10 t, utilizando os corpos de prova confeccionados para este fim. Os valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento uniforme (Alu) e alongamento total (Alt), foram obtidos pela média de resultados de três CPs, retirados transversalmente à direção de laminação.

4.4.2 Ensaio de dureza Vickers

O ensaio de dureza foi realizado nas amostras conforme a norma ASTM E384 [92] em um Durômetro FM-700/Future-Tech. Foi utilizado um penetrador de diamante, na forma de uma pirâmide de base quadrada, com aplicação de uma carga de 1 kgf por 10 s. As medições foram executadas em 10 regiões diferentes de cada amostra e, posteriormente, calculadas a média aritmética dos resultados e o desvio padrão.

Os valores médios da dureza Vickers também foram utilizados para o cálculo da fração amaciada a partir da Eq. 3.8, de modo a avaliar a fração volumétrica recristalizada correspondente.

4.5 Análise Microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada por meio de micrografias ópticas, com a utilização do microscópio Zeiss – AXIO Imager – M2M e eletrônica de varredura, com os microscópios Zeiss – EVO 50 e Ultra Plus 55, posteriormente à preparação adequada das mesmas. A análise por microscopia óptica foi efetuada com aumento de 1000 vezes.

4.6 Tamanho de Grão Recristalizado

Avaliou-se a evolução dimensional da microestrutura através do diâmetro médio dos grãos ferríticos (TGF) recristalizados pelo método dos interceptos, conforme a norma ASTM E112 [93]. Esta análise foi feita a partir da sobreposição de uma grade de três círculos com comprimentos circunferenciais conhecidos. Após essa sobreposição, a contagem dos grãos interceptados pelos círculos foi realizada em seis campos da amostra.

4.7 Textura Cristalográfica

A textura cristalográfica foi medida por difratometria de raios-X, em plano subsuperficial ao plano de laminação das amostras. O goniômetro (Eulerian Cradle) instalado no Difratômetro de Raios-x D5000-SIEMENS é específico para análises de textura em chapas. O sistema dispõe de um software gerenciador que permite a execução dos varrimentos de exploração, a aquisição e o tratamento dos dados para obtenção dos resultados. A análise foi realizada em amostras obtidas ao longo do ciclo térmico, tanto no aço sem recozimento, quanto após serem ensaiados em diferentes estágios do ciclo de recozimento. As amostras foram polidas e atacadas com reagente à base de ácido fluorídrico seguido de reagente à base de peróxido de hidrogênio. O difratômetro foi ajustado com corrente elétrica de 40 mA e tensão elétrica de 40 kV, utilizando-se o tubo de Mo.

4.8 Laminador de Encruamento

De modo complementar ao estudo, após a obtenção dos dados de propriedades mecânicas e microestrutura, foi utilizado o excedente de amostras do material recozido para realização de passe de encruamento, visando avaliar a influência desse nas propriedades mecânicas e para eliminação do patamar definido de escoamento, presente nesse material. Foram realizados passes de laminação, no laminador piloto OHNO ROLL, tipo: 2/4 RM –400 DRR (Fig. 4.7).



Figura 4.7. Laminador piloto reversível.

Para obtenção do alongamento total visado variando entre 2,0 a 5,2% foram realizados passes de laminação simulando o laminador de encruamento. O alongamento em cada passe foi obtido medindo-se o comprimento inicial e final da amostra, conforme mostra a tabela 4.6.

Tabela 4.6. Realização dos passes de encruamento e alongamento total obtido.

Amostras	Comprimento (mm)								Alongamento total obtido (%)
	Inicial	1° Passe	2° Passe	3° Passe	4° Passe	5° Passe	6° Passe	Final	
34	100,00	101,40	102,03					102,03	2,03
44	100,00	101,48	102,50					102,50	2,50
39	100,00	101,54	102,53					102,53	2,53
38	100,00	101,24	102,34	102,93				102,93	2,93
45	100,00	101,42	102,15	103,13				103,13	3,13
35	100,00	102,22	103,17					103,17	3,17
47	100,00	101,87	102,49	102,97	103,16	103,32	103,45	103,45	3,45
40	100,00	101,11	102,03	102,85	103,13			103,50	3,50
48	100,00	102,14	103,06	103,61	104,12	104,26	105,21	105,21	5,21

Foram realizados ensaios mecânicos e análise microestrutural destas amostras obtidas após a laminação de encruamento, utilizando o mesmo procedimento descrito anteriormente para identificação e preparação de amostras, ensaios mecânicos e análise microestrutural.

4.9 Infraestrutura e Recursos Necessários

Os equipamentos de processo, materiais para ensaio e serviços necessários ao desenvolvimento do projeto foram fornecidos pela Usiminas SA.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos nas análises em laboratórios e a discussão destes resultados. Conforme descrito anteriormente foram simuladas duas curvas características do processo de recozimento em caixa (CT1 e CT2) e realizado amostragem a cada intervalo de uma hora. Ao todo foram ensaiadas cento e três amostras, sendo duas de material sem recozimento e outras cento e uma retiradas do forno piloto, para as duas curvas, em diferentes estágios de recozimento.

5.1 Ensaio Mecânicos

Foram obtidos os valores de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total, através do ensaio de tração para todas as amostras enforçadas e para o aço laminado a frio sem recozimento. Adicionalmente, também foi realizado ensaio de dureza Vickers, como segue.

5.1.1 Ensaio de tração

5.1.1.1 Limite de resistência

As figuras 5.1, 5.2 e 5.3 referem-se aos valores obtidos do limite de resistência (LR) ao longo do ciclo térmico, para as duas curvas características de recozimento CT1 e CT2, e para a sobreposição destas.

A figura 5.1 mostra a evolução do LR, ao longo do ciclo térmico realizado em forno piloto na condição CT1, que representa as regiões de maiores temperaturas durante o processo industrial de recozimento em caixa. Nesta curva de temperatura, pode-se verificar o início de aquecimento até o período de encharque, em temperatura constante de 690°C, entre 10 h e 27 h de recozimento, seguido do resfriamento lento até a temperatura ambiente. O LR obtido está registrado a cada intervalo de uma hora de recozimento. Pode-se observar inicialmente nas primeiras duas horas valores de LR próximos de 880 MPa, que foi o valor obtido para o aço encruado. Verifica-se um aumento do LR entre 3 e 4 h para próximo de 920 MPa e retorno aos valores iniciais entre 6 e 12 h. Após este período verifica-se redução gradual nos valores de LR até aproximadamente 26 h de recozimento. Após esse tempo verifica-se queda mais lenta e valores mais estáveis em torno de 420 MPa no final do ciclo.

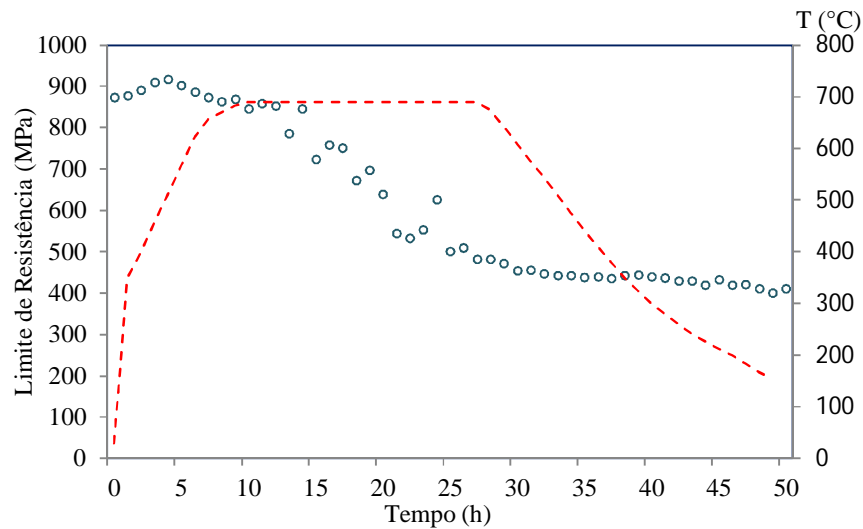


Figura 5.1. Variação do LR ao longo do ciclo de recozimento (CT1).

A figura 5.2 mostra a evolução do LR, ao longo do ciclo térmico realizado em forno piloto na condição CT2, que representa as regiões de menores temperaturas durante o processo industrial de recozimento em caixa. Nesta curva de temperatura, pode-se verificar o início de aquecimento até aproximadamente o final do período de encharque, sendo que a temperatura máxima obtida foi de 683°C, em 26 h de recozimento, seguido do resfriamento lento até a temperatura ambiente. O LR está registrado a cada intervalo

de uma hora de recozimento. Inicialmente o comportamento foi similar ao observado na condição CT1, ou seja, pode-se observar nas primeiras três horas de recozimento valores de LR próximos de 880 MPa, que foi o valor obtido para o aço encruado. Verifica-se um aumento do LR entre 5 e 6 h para próximo de 930 MPa e retorno aos valores iniciais em aproximadamente 8 h. Após este período verifica-se estabilização nos valores em torno de 860 MPa até aproximadamente 24 h de recozimento. Após este tempo observa-se redução brusca nos valores de LR até aproximadamente 26 h de recozimento. Após este tempo verifica-se queda mais lenta e valores mais estáveis em torno de 430 MPa no final do ciclo.

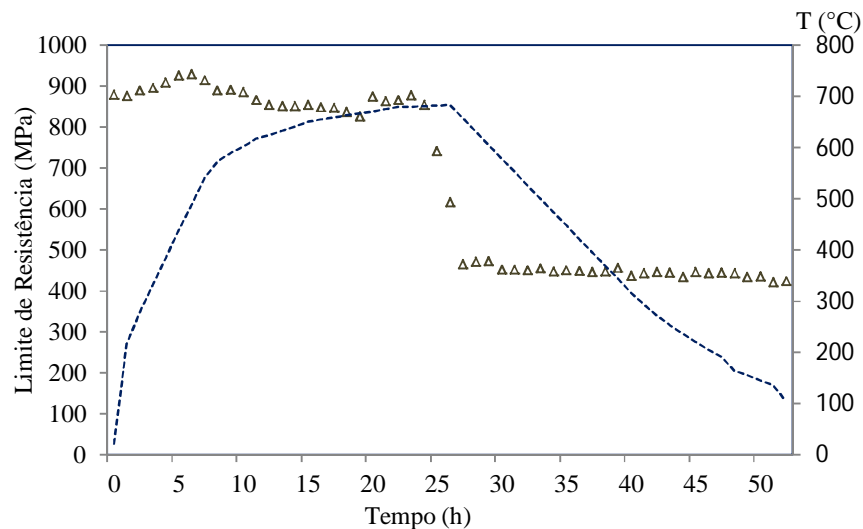


Figura 5.2. Variação do LR ao longo do ciclo de recozimento (CT2).

As figuras 5.1 e 5.2 mostram que houve uma queda mais suavizada no LR para o aço recozido na condição CT1 a partir de aproximadamente 12 h de recozimento, no encharque a 690°C e mais abrupta para a condição CT2 em aproximadamente 24 h de recozimento e a 681°C. Isto indica que a cinética de recristalização foi favorecida na condição CT1, como será analisado e discutido posteriormente.

Este comportamento pode ser verificado na figura 5.3, que mostra a variação do LR ao longo do ciclo térmico para as curvas CT1 e CT2, indicando essas variações devido às diferenças de temperaturas registradas durante o processo de recozimento.

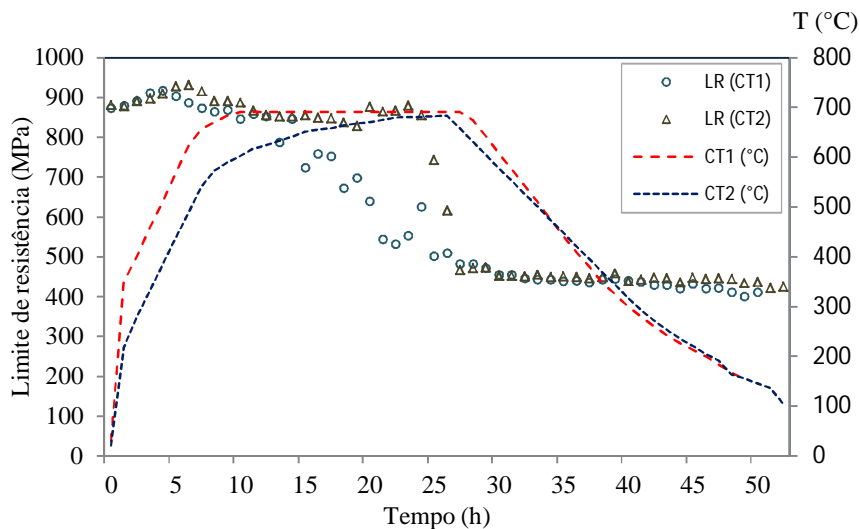


Figura 5.3. Variação do LR ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).

5.1.1.2 Limite de escoamento

As curvas tensão-deformação, obtidas no ensaio de tração, apresentaram a formação de um patamar de escoamento e um nítido ponto de escoamento marcando o limite da deformação elástica e o início da fase de comportamento plástico, conforme previsto para este aço [35, 24]. Na análise das curvas foi possível destacar o limite de escoamento superior e o limite de escoamento inferior, sendo adotado, para maior precisão da caracterização da propriedade, o limite de escoamento inferior, pois o superior é muito influenciado por algumas condições de ensaio, como a forma e dimensão do corpo-de-prova [24].

As figuras 5.4, 5.5 e 5.6 referem-se aos valores obtidos de limite de escoamento (LE) ao longo do ciclo térmico, para as duas curvas características de recozimento CT1 e CT2, e para a sobreposição destas.

A figura 5.4 mostra a evolução do limite de escoamento (LE), que foi registrado a cada intervalo de uma hora de recozimento, ao longo do ciclo térmico na condição CT1. Pode-se observar inicialmente nas primeiras duas horas valores de LE de 840 MPa, próximos ao obtido para o aço encruado. Verifica-se um aumento do LE entre 3 e 4 h

para próximo de 890 MPa e retorno aos valores iniciais entre 7 h e 12 h, aproximadamente. Após este período verifica-se redução gradual nos valores de LE até aproximadamente 26 h de recozimento. Após este tempo verifica-se queda mais lenta e valores mais estáveis em torno de 340 MPa no final do ciclo.

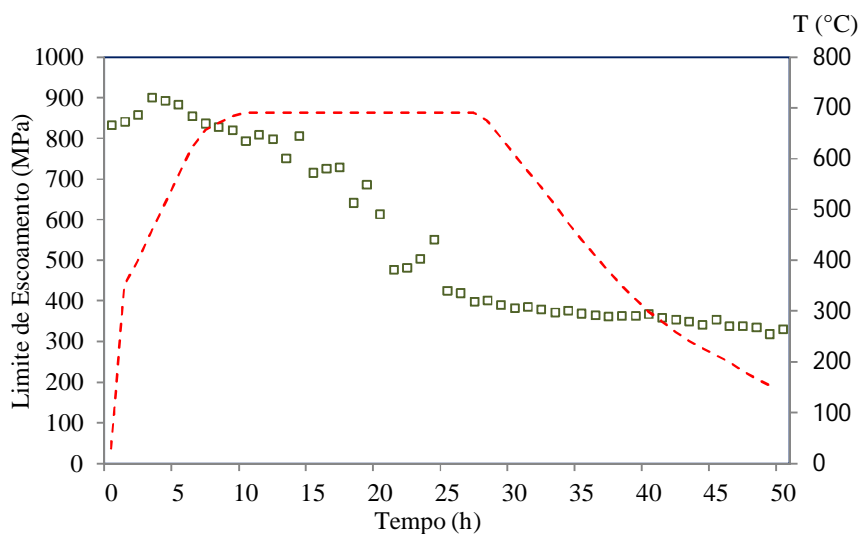


Figura 5.4. Variação do LE ao longo do ciclo de recozimento (CT1).

A figura 5.5 mostra a evolução do LE, ao longo do ciclo térmico realizado na condição CT2, sendo registrado a cada intervalo de uma hora de recozimento. Inicialmente o comportamento foi similar ao observado na condição CT1, ou seja, pode-se observar nas primeiras três horas de recozimento valores de LE próximos de 840 MPa, que foi o valor obtido para o aço encruado. Verifica-se um aumento do LR entre 5 e 6 h para próximo de 920 MPa e retorno aos valores iniciais até aproximadamente 9 h. Após este período verifica-se estabilização nos valores em torno de 830 MPa até aproximadamente 24 h de recozimento. Após este tempo observa-se redução brusca nos valores de LE até aproximadamente 26 h de recozimento. Após este tempo verifica-se queda mais lenta e valores mais estáveis em torno de 340 MPa no final do ciclo.

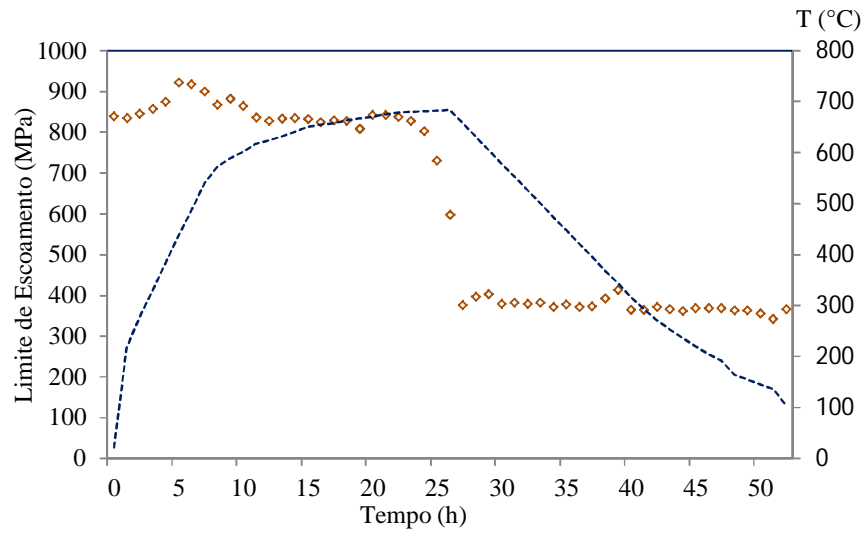


Figura 5.5. Variação do LE ao longo do ciclo de recozimento (CT2).

A figura 5.6 mostra a variação do LE ao longo das duas curvas (CT1 e CT2), indicando variações devido às diferenças de temperaturas, que ocorrem durante o processo de recozimento em caixa.

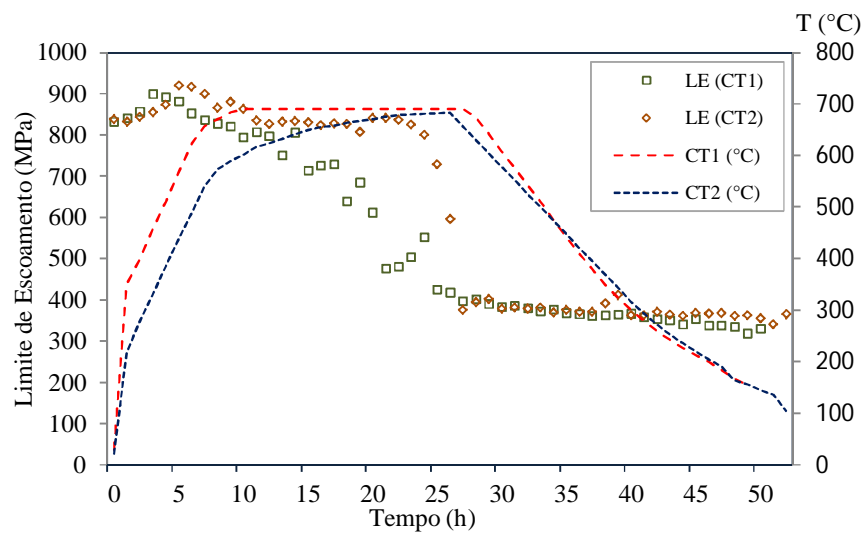


Figura 5.6. Variação do LE ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).

De forma similar ao LR, as figuras 5.4, 5.5 e 5.6 mostram que houve uma queda menos acentuada no LE para o aço recozido na condição CT1, a partir de aproximadamente 12 h de recozimento, durante o encharque a 690°C, do que para a condição CT2, na qual se verifica queda acentuada em 24 h de recozimento e a 681°C.

5.1.1.3 Alongamento

Além do LR e do LE também foram obtidos os valores de alongamento uniforme e alongamento total para estas amostras. A figura 5.7 mostra a evolução do alongamento uniforme (ALu) ao longo do ciclo térmico, para as duas curvas características de recozimento CT1 e CT2 e a figura 5.8 mostra a evolução do alongamento total (ALt). Em ambas se observa o aumento do nível de alongamento do material após aproximadamente 25 h de recozimento, no estágio final de encharque.

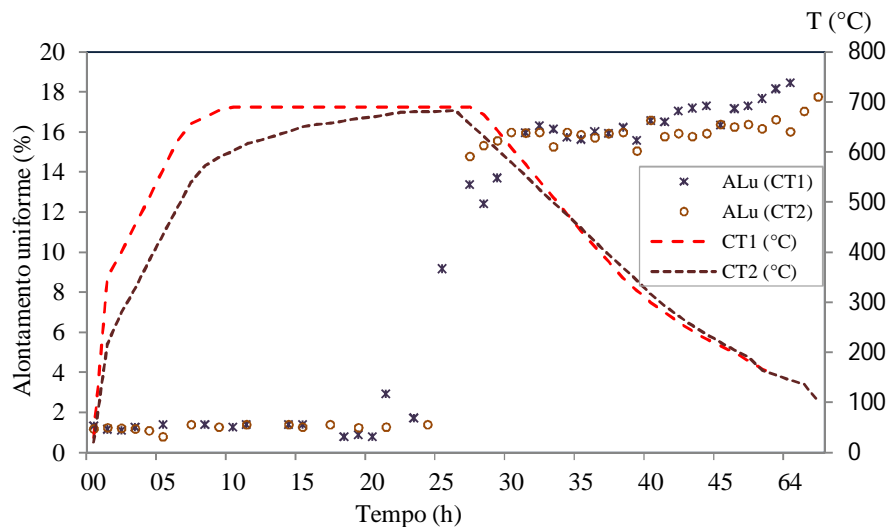


Figura 5.7. Figura. Variação do alongamento uniforme ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).

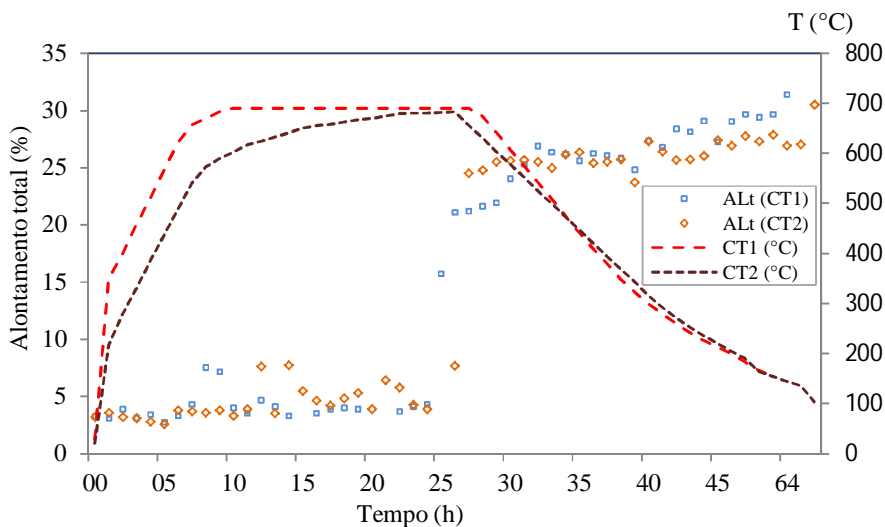


Figura 5.8. Variação do alongamento total ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).

O comportamento observado referente à variação da resistência mecânica do aço e ductilidade ao longo dos ciclos térmicos de recozimento analisados está conforme previsto em literatura [22, 29, 23, 65]. Os três estágios do recozimento são facilmente observados nos gráficos, onde se tem no primeiro momento a recuperação, seguida da recristalização e o crescimento de grão, sendo o estágio de recristalização mais evidente devido à redução significativa do LR e LE ao longo deste processo. Pela diferença destas propriedades nas duas condições avaliadas (CT1 e CT2) é possível observar que a recristalização é favorecida com o aumento da temperatura.

5.1.2 Ensaio de dureza Vickers

A figura 5.9 mostra a evolução dos valores de dureza Vickers ao longo do ciclo térmico, para as duas curvas características de recozimento CT1 e CT2.

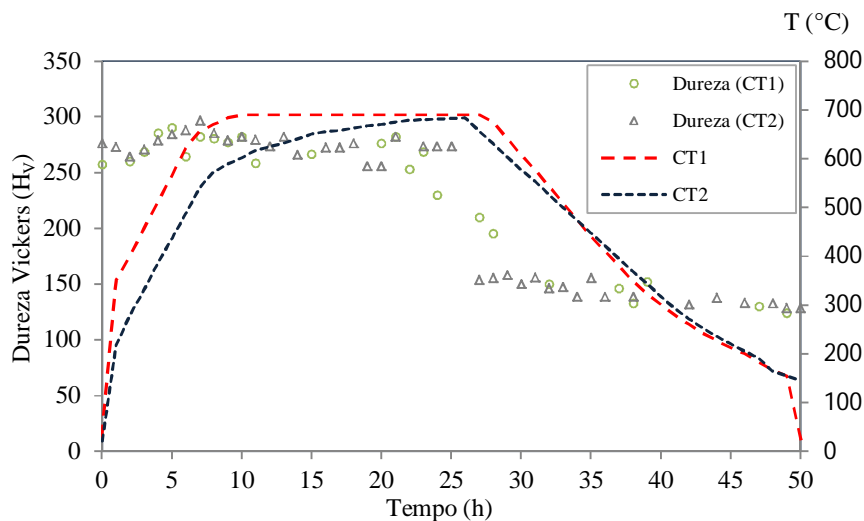


Figura 5.9. Variação de dureza (H_V) ao longo do ciclo de recozimento (CT1 e CT2).

A análise do gráfico evidencia o processo de amaciamento do aço nas duas condições ensaiadas, com comportamento geral da curva semelhante ao obtido no ensaio de tração para o LR e o LE. Para o aço encruado inicialmente foi verificada dureza de 270 H_V e para o aço recozido em ambas as curvas observa-se dureza em torno de 130 H_V .

Conforme descrito em literatura [22] não se verifica variação significativa nos valores de dureza no estágio inicial do ciclo, referente à recuperação, por outro lado, a recristalização é claramente detectada pela diminuição da dureza, após aproximadamente 20 h de recozimento. Comportamento similar aos valores obtidos de dureza Vickers ao longo do ciclo térmico de recozimento foram registrados em estudos realizados em aços ARBL microligados ao nióbio laminados a frio e recozidos [18, 34, 68].

Verifica-se de modo geral que o aço encruado apresentou maiores valores de limite de resistência, limites de escoamento e dureza e menor alongamento, quando comparado ao aço recozido. Durante o ciclo de recozimento pode-se observar alteração nestas propriedades mecânicas, que serão avaliadas posteriormente com auxílio da verificação da evolução da microestrutura do aço ao longo do ciclo térmico.

5.1.3 Correlação linear

A figura 5.10 mostra a correlação linear obtida entre os valores medidos de dureza Vickers e o limite de resistência (Fig.5.10a) e limite de escoamento (Fig.5.10b), ao longo do ciclo térmico (CT1 e CT2).

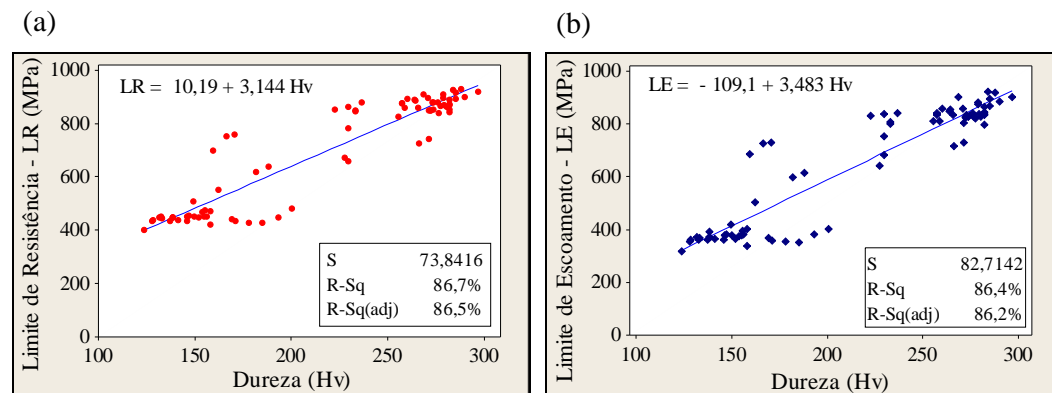


Figura 5.10. Correlação entre (a) LR (MPa) e (b) LE (MPa) com a dureza Vickers do aço (H_V).

Conforme apresentado em literatura [65, 22] e em trabalhos similares [66], se observa forte correlação linear entre os valores medidos de dureza Vickers com os valores obtidos de LE e LR em ensaio de tração. Maior dispersão pode ser observada nos valores intermediários, referentes à região de recristalização. Isto se deve principalmente à variação de dureza entre os grãos recristalizados e não recristalizados.

Para este aço em estudo as seguintes relações empíricas podem ser observadas:

$$LR \text{ (MPa)} = 3,14 \times H_V + 10,16 \quad (5.1)$$

$$LE \text{ (MPa)} = 3,48 \times H_V - 109,11 \quad (5.2)$$

Onde, LR é o limite de resistência em MPa, LE é o limite de escoamento em MPa e H_V é a dureza Vickers do aço.

5.2 Avaliação da Micrografia

5.2.1 Avaliação da microestrutura via microscopia óptica

Nesta seção são apresentadas as micrografias ópticas em diferentes estágios dos ciclos térmicos CT1 seguido da condição CT2, com o intuito de evidenciar a evolução da microestrutura do aço durante o recozimento.

5.2.1.1 Ciclo térmico na condição CT1

A figura 5.11 mostra a microestrutura, obtidas por microscopia óptica, do aço laminado a frio e sem recozimento, sendo observada a predominância de grãos alongados ferríticos e segunda fase de Fe_3C .

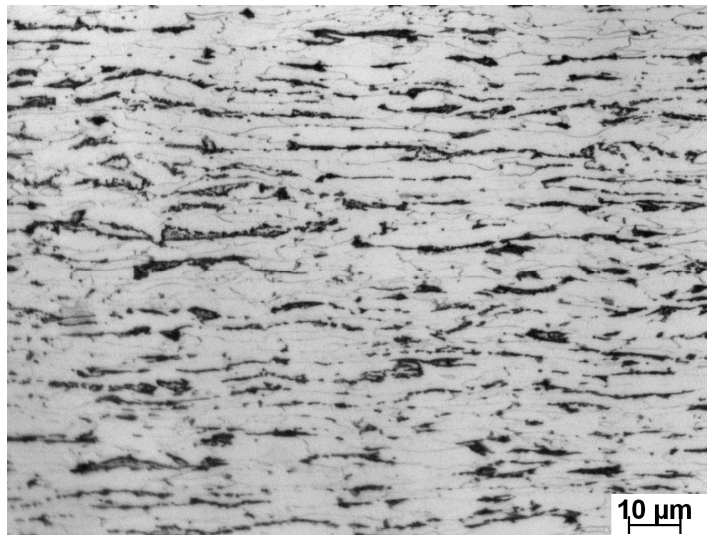


Figura 5.11. Microestrutura obtida para amostra sem recozimento (encruada).

Ao longo das primeiras horas de recozimento na condição CT1 não se observa variação significativa da microestrutura original de laminação durante o estágio de recuperação. Antes da temperatura de encharque, na amostra retirada do forno recozida por 6 h e a 622°C pode ser verificada a evolução do processo de recuperação, como mostra a figura 5.12. Durante o encharque (13 h e a 690°C) é possível observar um estágio inicial de

recristalização, evidenciado pela formação de novos grãos recristalizados, como mostra a figura 5.13.



Figura 5.12. Microestrutura obtida para amostra recozida por 6 h – 622°C (CT1).

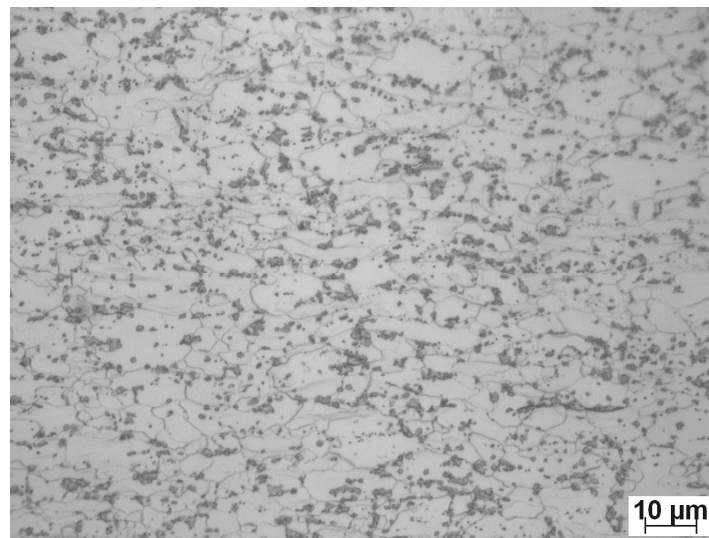


Figura 5.13. Microestrutura obtida para amostra recozida por 13 h – 690°C (CT1).

Após 18 h de recozimento durante o encharque a 690°C se verifica a evolução da recristalização e crescimento de grão, como mostra a figura 5.14.

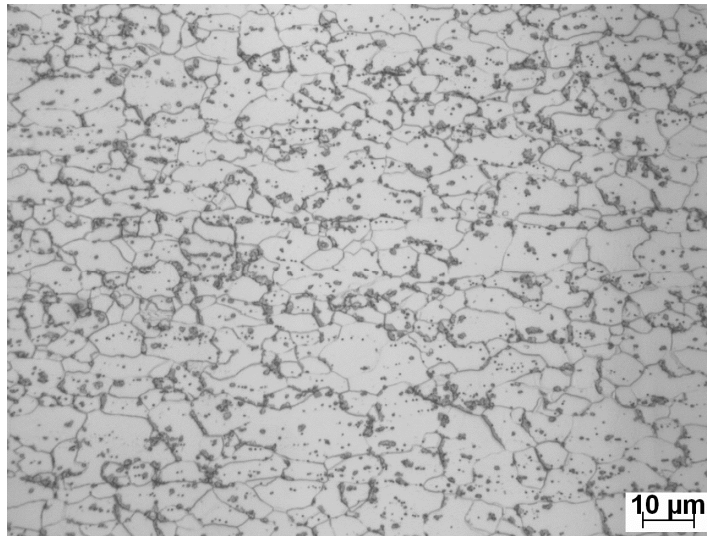


Figura 5.14. Microestrutura obtida para amostra recozida por 18 h – 690°C (CT1).

Os estágios do aço recozido por 27 h e no final do ciclo térmico estão apresentados nas figuras 5.15 e 5.16, respectivamente. Já não se verifica mudança significativa da microestrutura e no tamanho médio de grão obtido, em torno de 6,5 μm , como será apresentado posteriormente. É possível verificar a matriz ferrítica, de grãos relativamente pequenos, com aglomerados de Fe_3C em segunda fase.

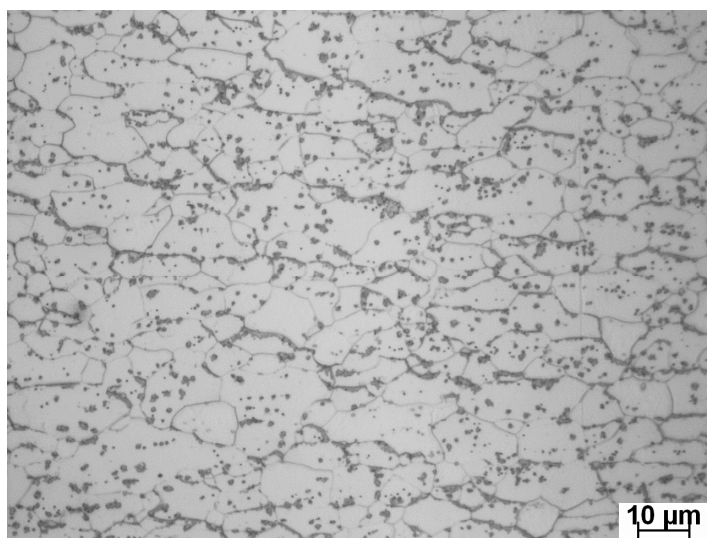


Figura 5.15. Microestrutura obtida para amostra recozida por 27 h (CT1).

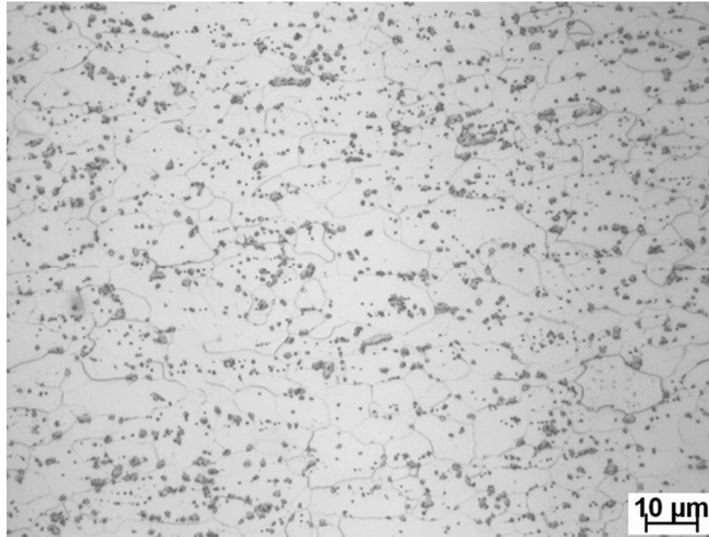


Figura 5.16. Microestrutura obtida para amostra recozida por 48 h (CT1).

5.2.1.2 Ciclo térmico na condição CT2

De forma similar ao apresentado anteriormente para a condição CT1, foram selecionadas algumas imagens representativas de eventos importantes observados na microestrutura do aço, durante diferentes estágios do ciclo térmico de recozimento, para a condição CT2, como segue.

A figura 5.17 mostra o aço recozido na condição CT2 após 2 h de recozimento e a 279°C, no estágio inicial da curva de aquecimento. Como mencionado anteriormente não se verifica mudança significativa da microestrutura do aço durante o estágio inicial de recuperação, apresentando grãos alongados de ferrita e perlita, similar à condição de laminado a frio e sem recozimento (encruado).

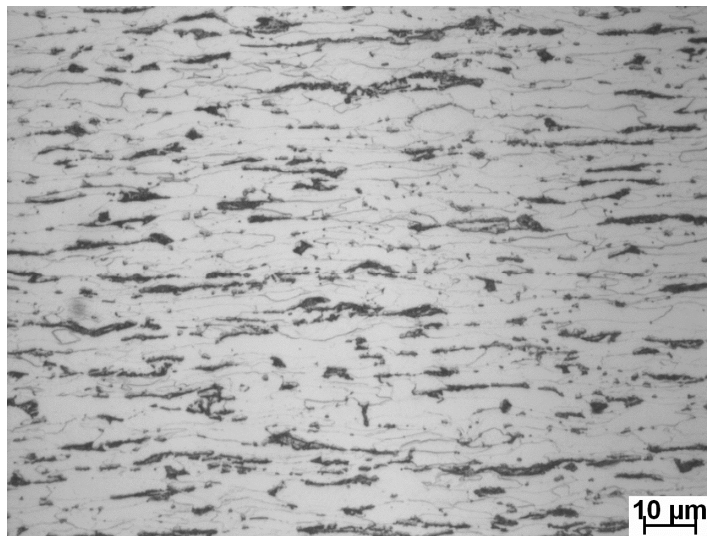


Figura 5.17. Microestrutura obtida para amostra recozida por 2 h (CT2).

As figuras 5.18 e 5.19 mostram a evolução da recuperação, para a amostra recozida por 7 h e a 540°C e após 23 h de recozimento na temperatura de 680°C. É possível verificar nesta condição CT2 um processo de recuperação mais lento, quando comparado com a condição CT1.

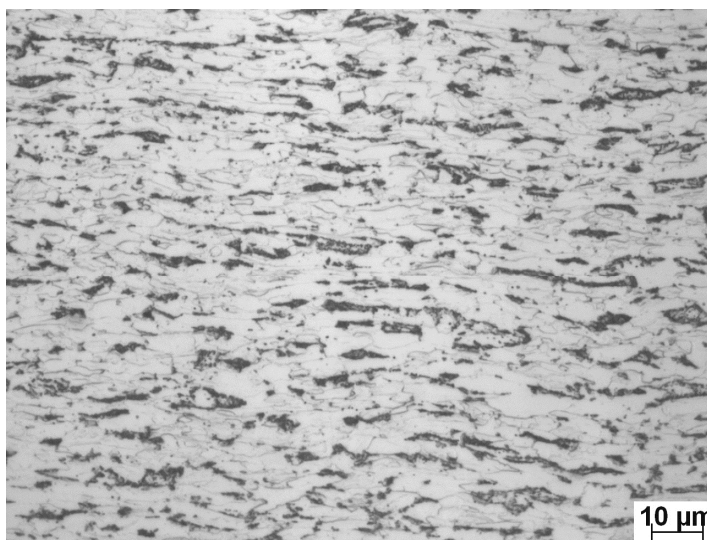


Figura 5.18. Microestrutura obtida para amostra recozida por 7 h (CT2).

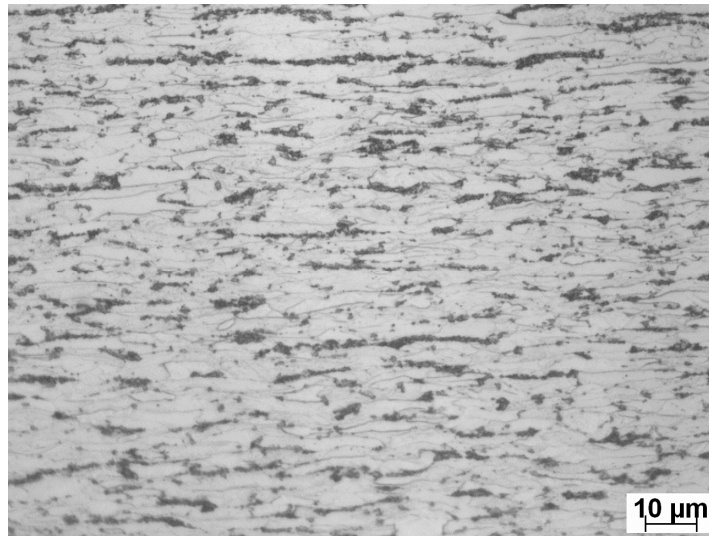


Figura 5.19. Microestrutura obtida para amostra recozida por 23 h (CT2).

Após 24 h de recozimento e a 681°C observa-se o processo de recristalização e crescimento de grão até aproximadamente 26 h de recozimento e 682°C . Nessa faixa de temperatura, próxima à temperatura de encharque projetada para o ciclo térmico do material, se observa uma rápida recristalização, como mostram as figuras 5.20 e 5.21, para 24 h e 26 h de recozimento, respectivamente.

A recristalização parece ser mais sensível à temperatura do que a taxa de aquecimento, conforme também observado por Fang [18] para aços ARBL microligados ao Nb e ao Ti, que concluiu que a menor taxa de aquecimento dificulta a recristalização, porque mais energia armazenada é consumida durante o estágio de recuperação.

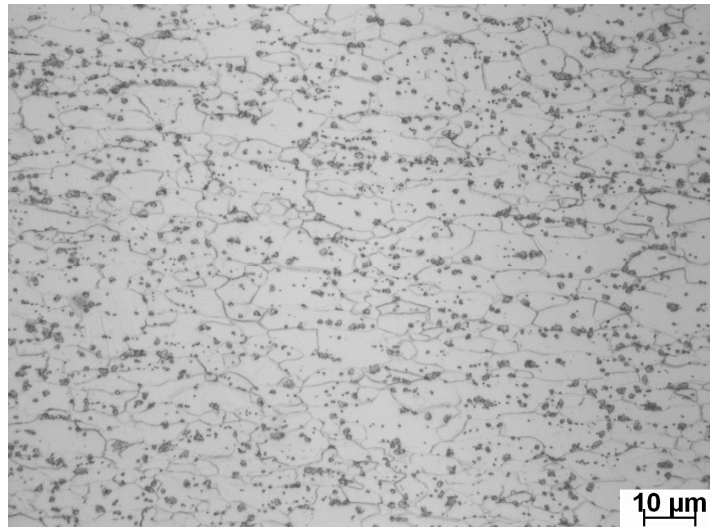


Figura 5.20. Microestrutura obtida para amostra recozida por 24 h (CT2).

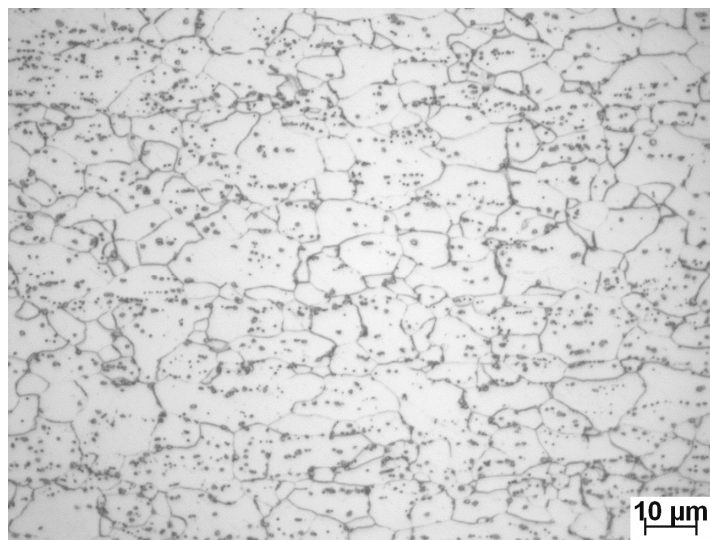


Figura 5.21. Microestrutura obtida para amostra recozida por 26 h (CT2).

Por fim a figura 5.22 mostra a microestrutura obtida após 48 h de recozimento, no final do ciclo. Para esta condição (CT2) também não se observou variação significativa na microestrutura e no tamanho médio dos grãos, que foi de 6,6 μm , após o fim da recristalização, similar a condição CT1, conforme será mostrado posteriormente.

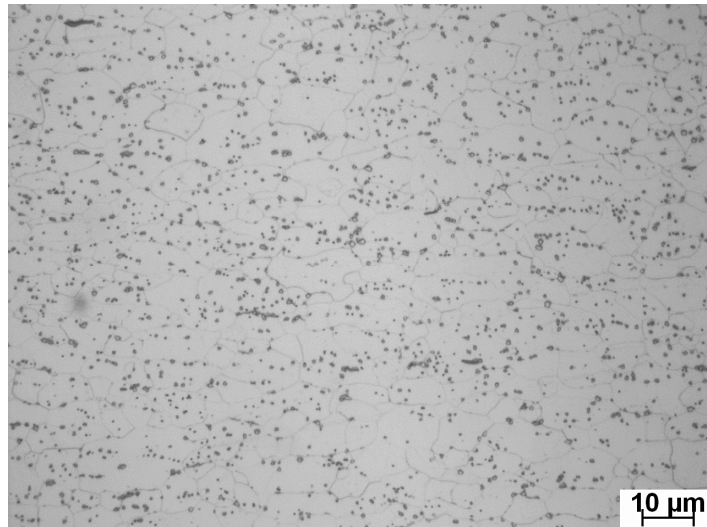


Figura 5.22. Microestrutura obtida para amostra recozida por 48 h (CT2).

O processo de recristalização na condição CT1 começou mais cedo em comparação com a condição CT2 reforçando o que já havia sinalizado o resultado de propriedades mecânicas. O aumento da taxa de recristalização com o aumento da temperatura de recozimento é amplamente conhecido e já havia sido observado e discutido no final do século XIX e início do século XX por Ewing e Rosenhain (1900), e Humfrey (1902) [55].

Verifica-se que a microestrutura se altera ao longo do ciclo térmico. Para a condição do aço encruado os grãos deformados se tornam alongados e adquirem uma orientação preferencial de acordo com a direção de laminação. Durante o primeiro estágio do processo de recozimento, que é a recuperação, não se verifica alteração significativa na microestrutura. Na recristalização foi possível observar a nucleação de cristais novos, e isentos de deformação, que gradativamente absorvem os vizinhos deformados, seguindo o crescimento de grão. Já para o aço recozido verificam-se grãos relativamente pequenos completamente recristalizados, conforme será investigado mais detalhadamente a seguir.

5.2.2 Avaliação da micrografia via microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Nesta avaliação da micrografia via MEV, foram utilizadas diferentes ampliações, com intuito de verificar detalhes da microestrutura e dos constituintes presentes, de forma a complementar à avaliação realizada via microscopia óptica. Foram selecionadas algumas imagens representativas de eventos importantes observados na micrografia do aço, durante diferentes estágios do ciclo térmico de recozimento, para ambas as condições, CT1 e CT2, como segue.

As figuras 5.23 e 5.24 mostram a microestrutura obtida para o aço laminado a frio e sem recozimento, evidenciando os grãos alongados da matriz de ferrita e perlita, semelhante ao observado por Fang [18] e no trabalho de Janošec e colaboradores [78], para aços ARBL microligados laminados a frio e sem recozimento.

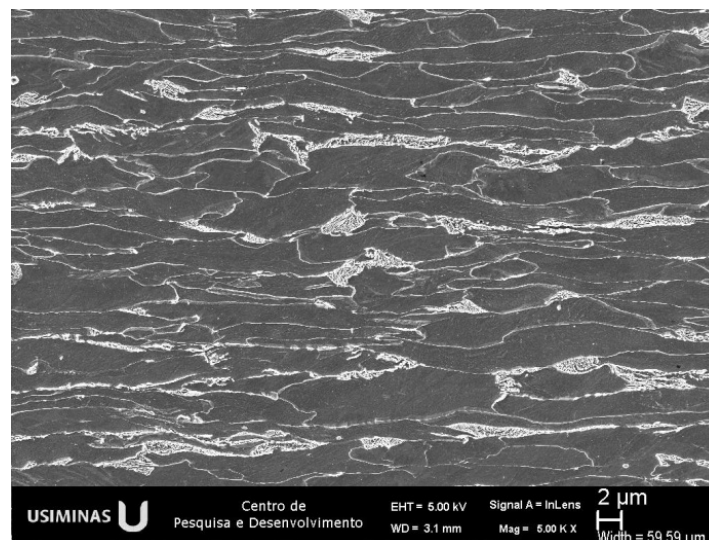


Figura 5.23. Micrografia obtida no MEV. Microestrutura típica ferrita-perlita para amostra sem recozimento (encruada) com grãos alongados de ferrita e nódulos de perlita.

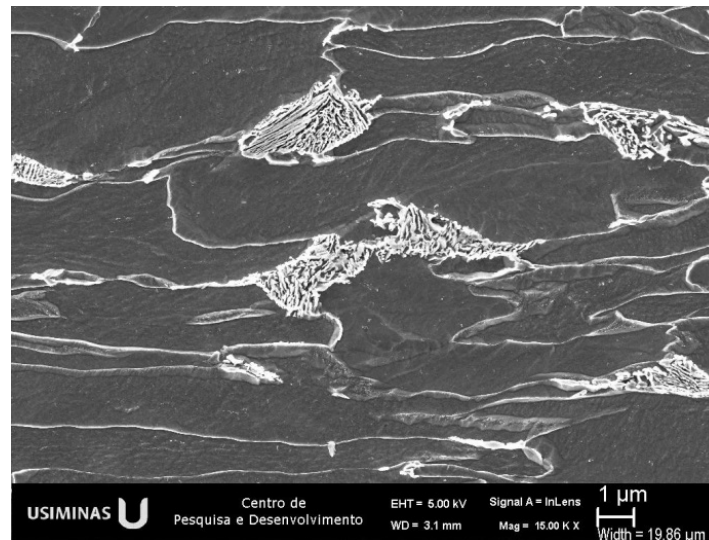


Figura 5.24. Micrografia obtida no MEV. Microestrutura típica ferrita-perlita para amostra sem recozimento (encruada).

As figuras 5.25 e 5.26 mostram o início da fragmentação da estrutura lamelar da perlita no início do estágio de encharque do recozimento, para a condição CT1, e grãos recristalizados.

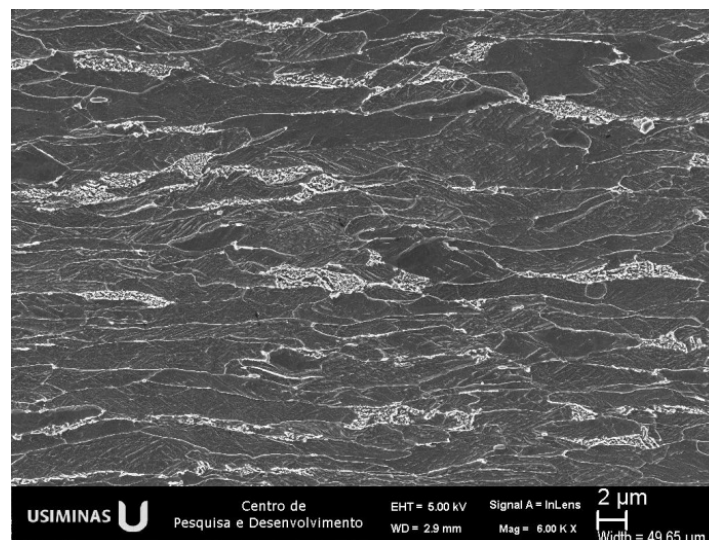


Figura 5.25. Micrografia obtida no MEV para amostra no início de encharque.

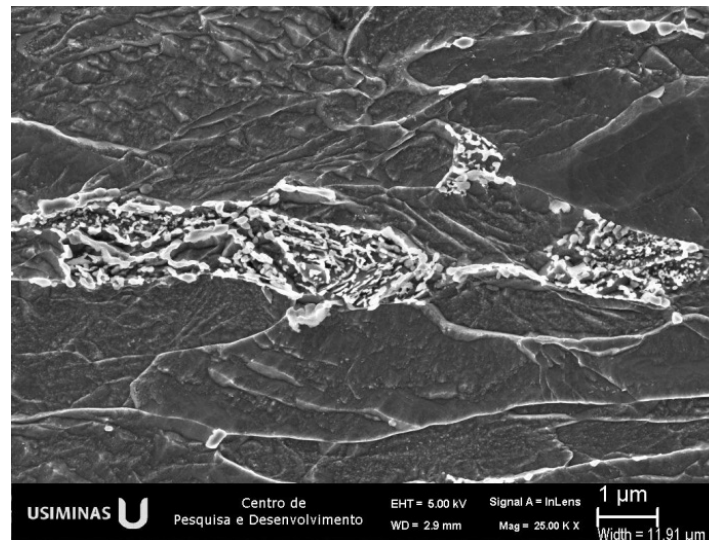


Figura 5.26. Micrografia obtida no MEV para amostra no início de encharque.

As figuras 5.27 e 5.28 mostram a evolução do processo de esferoidização da cementita e o coalescimento dos carbonetos nos sítios de alta energia (contornos de grão e bandas de deformação). Já nas figuras 5.29 e 5.30 se observa a formação de carbonetos esferoidizados com 15 h de encharque a 690°C.

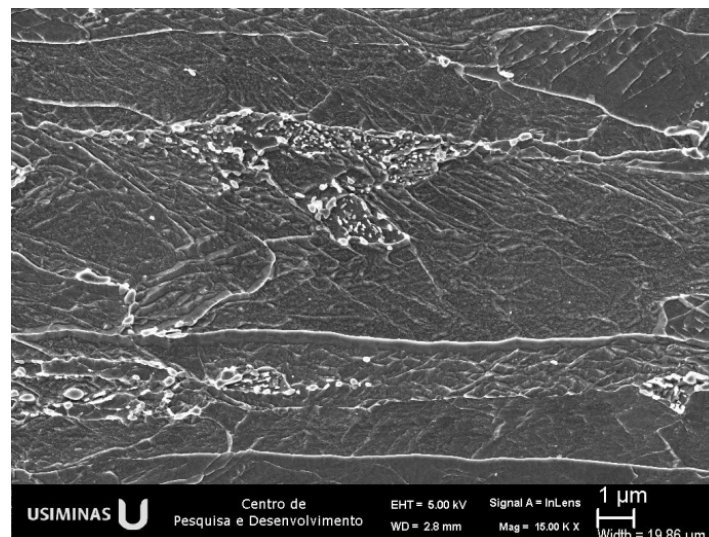


Figura 5.27. Micrografia obtida no MEV para amostra com 13 h de encharque a 690°C. Formação de carbonetos esferoidizados.

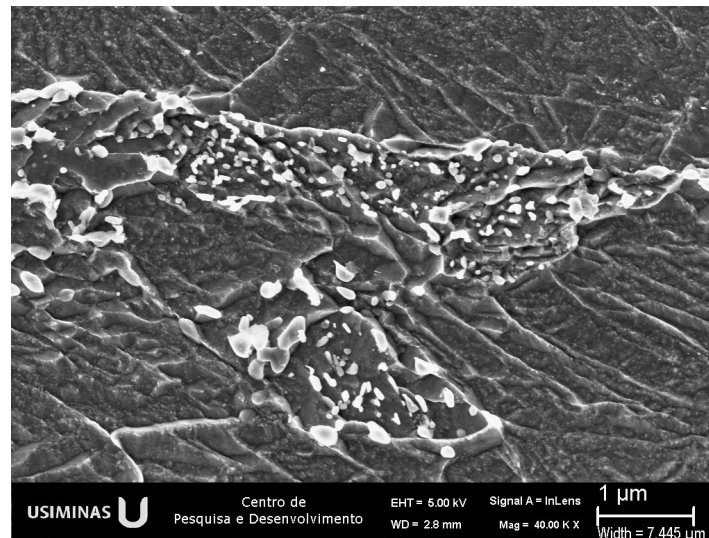


Figura 5.28. Micrografia obtida no MEV para amostra com 13 h de encharque a 690°C. Formação de carbonetos esferoidizados.

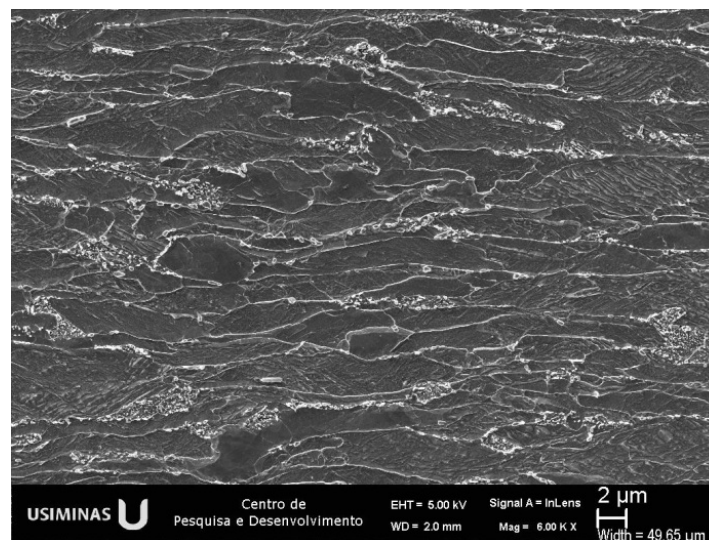


Figura 5.29. Micrografia obtida no MEV para amostra com 15 h de encharque a 690°C. Aglomeração de carbonetos esferoidizados.

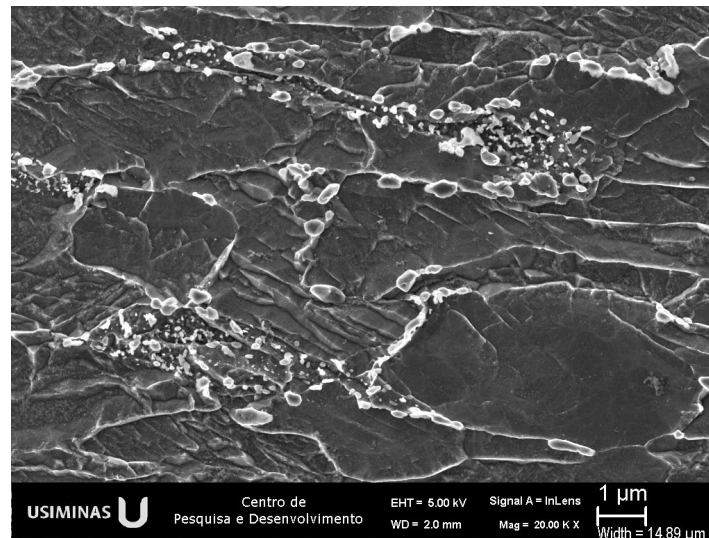


Figura 5.30. Micrografia obtida no MEV para amostra com 15 h de encharque a 690°C. Aglomeração de carbonetos esferoidizados.

Na figura 5.31 observa-se a esferoidização e bandas de segregação de partículas de cementita, que ocorrem tanto nos contornos dos grãos quanto no interior dos grãos ferríticos. Resultado semelhante foi observado para o aço ARBL microligado após o recozimento, no trabalho de Janošec e colaboradores [78] e também pode ser verificado nos trabalhos de Fang [18] e de Schindler e colaboradores [73], sendo que ambos examinaram o efeito dos parâmetros de recozimento em aços ARBL microligados ao Nb. É possível verificar também nas figuras 5.31 e 5.32 a presença do precipitado sulfeto de manganês (MnS) alongado e poucos grãos de ferrita deformados e não recristalizados.

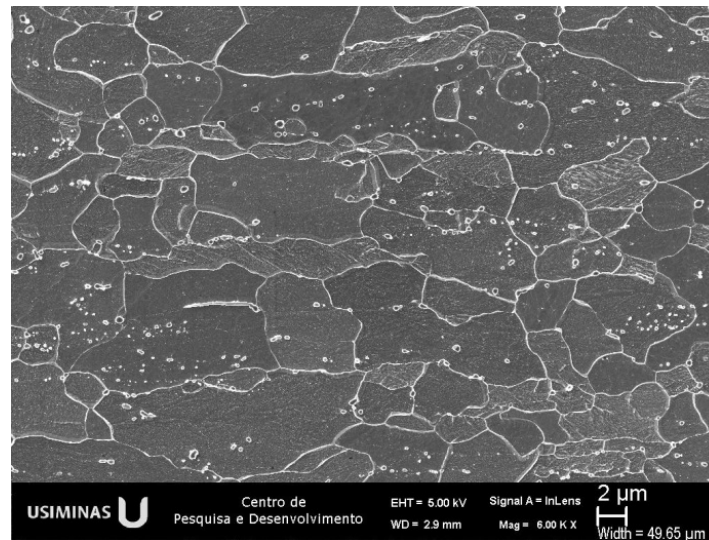


Figura 5.31. Micrografia obtida no MEV para amostra no estágio final da recristalização. Poucos grãos de ferrita deformados e não recristalizados e presença de MnS alongado.

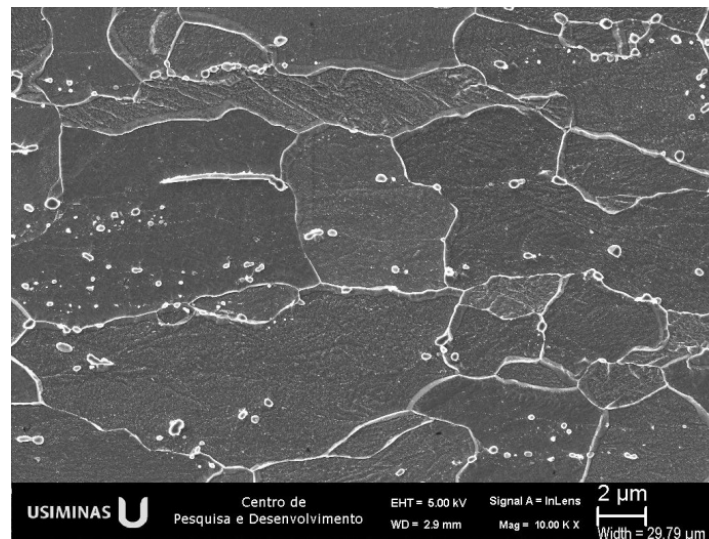


Figura 5.32. Micrografia obtida no MEV para amostra no final da recristalização. Poucos grãos de ferrita deformados e não recristalizados e presença de MnS alongado.

No final do período de encharque, para as duas condições analisadas, CT1 e CT2, observou-se a estabilização da microestrutura com a matriz de ferrita e aglomerados de carbonetos esferoidizados, com tamanho de grão de aproximadamente $6,5 \mu\text{m}$, como será apresentado posteriormente.

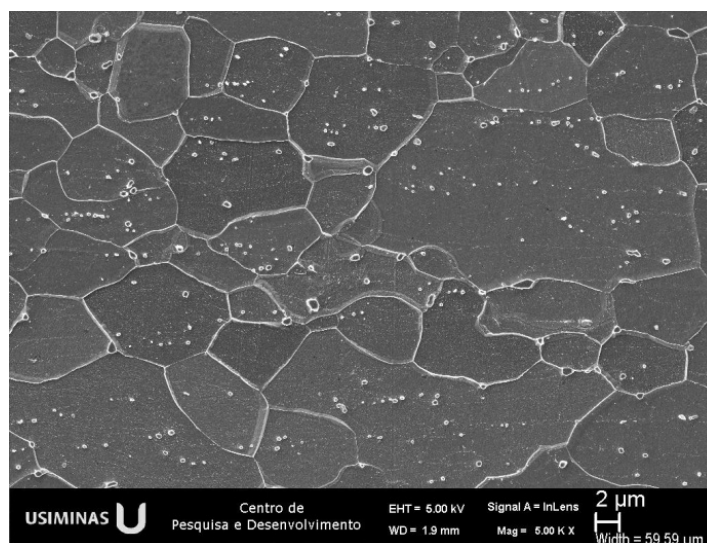


Figura 5.33. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h. Grãos de ferrita e carbonetos esferoidizados.

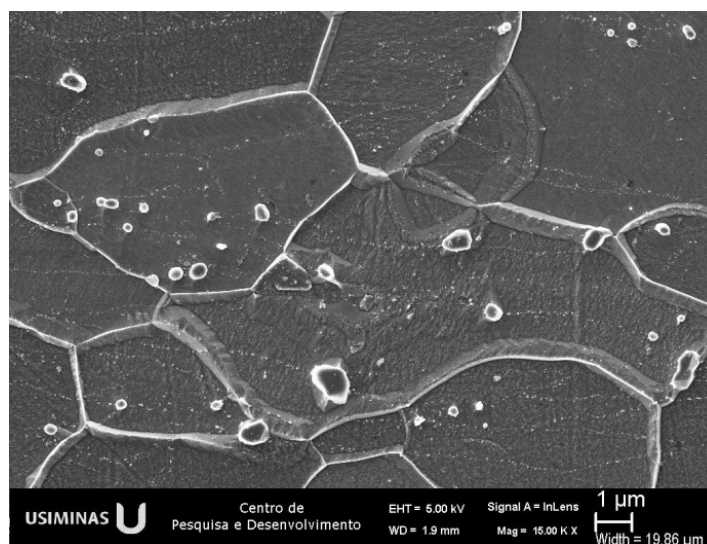


Figura 5.34. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h. Grãos de ferrita, carbonetos esferoidizados e precipitados.

As figuras 5.33 e 5.34 ilustram o aspecto da microestrutura no final do ciclo de recozimento a 49 h onde se observa a matriz de ferrita e carbonetos esferoidizados. Neste mesmo estágio do recozimento foi verificada a presença de precipitados no interior dos grãos, conforme mostra a figura 5.35 e na região de contorno de grão, como mostra a figura 5.36.

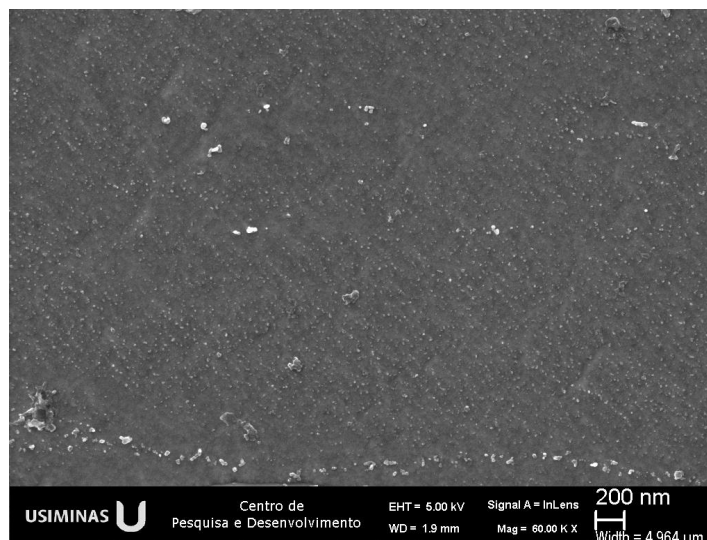


Figura 5.35. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h destacando finos precipitados no interior do grão da ferrita.

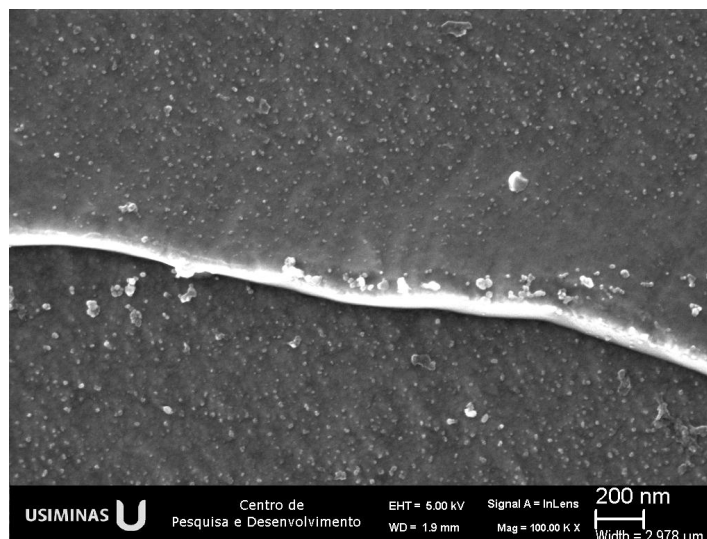


Figura 5.36. Micrografia obtida no MEV para amostra recozida por 49 h destacando o contorno de grão e precipitados.

5.2.3 Evolução da microestrutura ao longo do ciclo térmico

A figura 5.37 mostra de forma simplificada as principais alterações observadas na microestrutura do aço durante os ciclos térmicos nas condições ensaiadas CT1 e CT2. No início do ciclo, durante a etapa de recuperação, para as duas condições analisadas, observa-se a microestrutura do aço com grãos de ferrita e perlita alongados, típica para o aço ARBL laminado a frio sem recozimento. Ao longo do tempo, durante a etapa de recristalização e crescimento de grão, além da evolução do processo de recristalização, com a formação de novos grãos e o crescimento de grãos, observa-se também a dissolução da cementita e a formação de carbonetos esferoidizados. Após o fim do encharque se observa a estabilização do tamanho do grão ferrítico, em aproximadamente $6,5 \mu\text{m}$, tanto na condição CT1, quanto na condição CT2, que representam respectivamente as maiores e menores temperaturas registradas em regiões distintas no corpo da bobina, durante o ciclo térmico de recozimento em caixa.

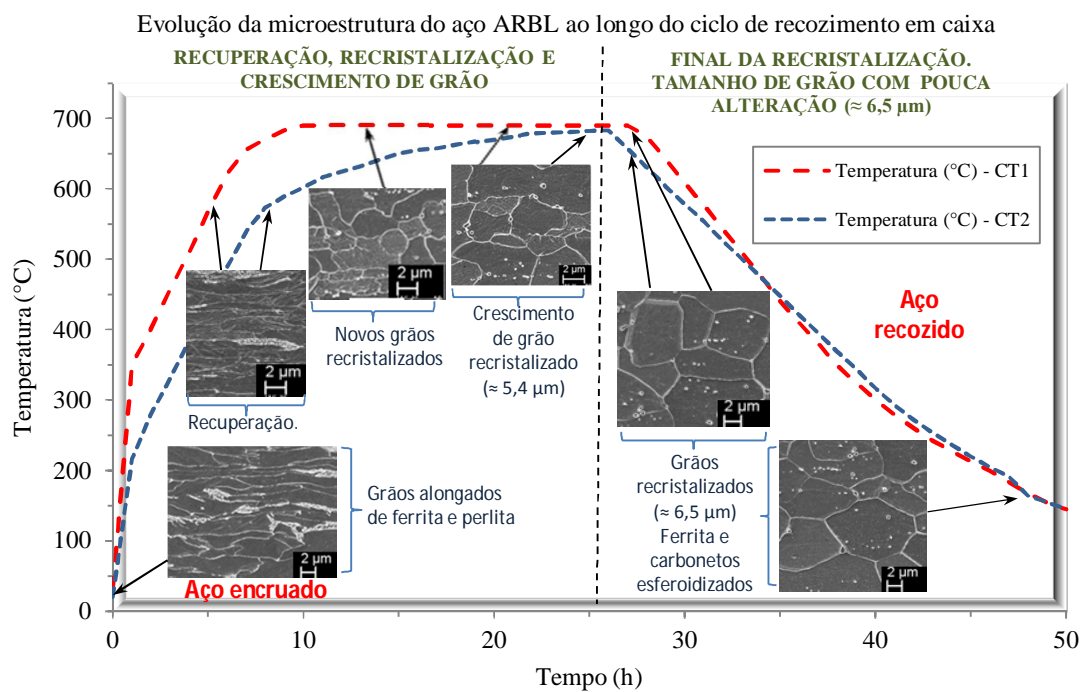


Figura 5.37. Evolução da microestrutura do aço ARBL ao longo do ciclo térmico de recozimento em caixa.

5.3 Tamanho de Grão Recristalizado

Os resultados de medidas do tamanho médio dos grãos recristalizados ao longo do final dos ciclos térmicos analisados nas condições CT1 e CT2 são mostrados nas tabelas 5.1 e 5.2, respectivamente. Não se observa variação significativa do tamanho do grão ferrítico após a finalização da recristalização deste aço, contudo são observados grãos com maior dispersão de tamanho e amostras com tamanho de grão divergente dos demais, considerando a posição no ciclo térmico (tempo e temperatura).

Tabela 5.1. Resultados de determinação de tamanho de grão ferrítico recristalizado ao longo do final do ciclo térmico na condição CT1.

Recozimento		Tamanho de grão		
Tempo (h)	Temperatura (°C)	Comprimento médio do Intercepto l (μm)	Desvio Padrão	Tamanho de Grão médio ASTM (G)
27	690	6,81	0,23	11,0
29	690	6,68	0,68	11,0
31	576	6,20	0,39	11,5
33	510	5,96	0,27	11,5
35	441	6,60	0,40	11,0
37	380	6,16	0,33	11,5
39	324	6,57	0,38	11,0
40	300	6,38	0,33	11,5
41	279	6,28	0,48	11,5
43	242	6,66	0,44	11,0
45	213	6,47	0,47	11,5
47	183	6,32	0,30	11,5
48	167	6,64	0,27	11,0
49	154	7,08	0,82	11,0

Tabela 5.2. Resultados de determinação de tamanho de grão ferrítico recristalizado ao longo do final do ciclo térmico na condição CT2.

Recozimento		Tamanho de grão		
Tempo (h)	Temperatura (°C)	Comprimento médio do Intercepto ℓ (μm)	Desvio Padrão	Tamanho de Grão médio ASTM (G)
27	657	6,65	0,27	11,0
28	631	6,45	0,22	11,5
29	604	6,50	0,60	11,0
31	553	6,00	0,30	11,5
33	500	7,02	0,31	11,0
37	395	6,63	0,47	11,0
39	344	6,59	0,48	11,0
41	293	6,67	0,56	11,0
43	253	6,43	0,41	11,5
45	220	6,14	0,46	11,5

A média observada para a condição CT1 do comprimento médio do Intercepto ℓ , em μm , foi de 6,49 μm , enquanto que para a condição CT2 foi de 6,51 μm . Isto sugere que o crescimento de grão após a completa recristalização em 27 h de recozimento, em ambas condições analisadas (CT1 e CT2), foi pouco significativo. A maior diferença em relação à média observada no tamanho de alguns grãos tem muitos fatores possíveis. O mais provável seria, além das variações nas condições de ensaio, as variações nas condições de laminação do aço, principalmente no processo de laminação a quente. Este efeito foi observado em estudos em aços laminados a quente e laminados a frio e recozidos [31, 94, 15, 33].

Turazi [33] observou em seu estudo em aço ARBL microligados ao Nb e Nb-Ti que a redução da temperatura de recozimento de 700°C para 650°C bem como a variação do tempo de recozimento de 1 h para 4 h, não apresentaram influência significativa na dureza e no tamanho de grão dos aços avaliados, que foi de aproximadamente 6 μm , para o aço ARBL microligado ao nióbio, laminado a frio e recozido.

5.4 Cinética da Recristalização

Utilizando dos valores medidos de dureza Vickers ao longo dos ciclos térmicos (CT1 e CT2) e a equação 3.9, avaliou-se a cinética de recristalização considerando o amaciamento do aço ao longo do recozimento. Observa-se uma recristalização mais rápida na condição CT1, quando comparada à condição CT2, como mostra a figura 5.38.

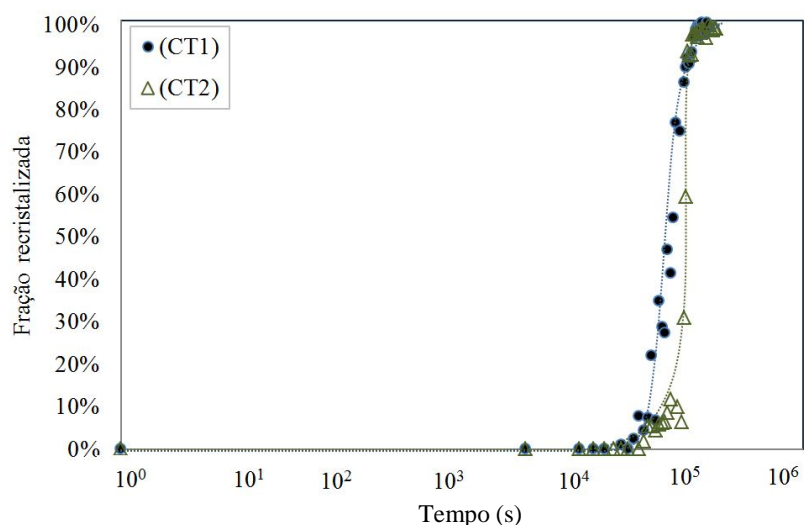


Figura 5.38. Fração recristalizada das amostras recozidas nas condições CT1 e CT2 em função do tempo de recozimento.

5.5 Textura Cristalográfica

A seguir serão apresentados os resultados da intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras α , γ , η e cúbica do aço sem recozimento e durante o ciclo térmico de recozimento para as condições CT1 e CT2. As direções principais de orientação dos cristais analisadas foram a direção de laminação (DL), a direção perpendicular ao plano da chapa (DN) e a direção transversal (DT). A textura cristalográfica foi medida por difratometria de raios-X, em plano subsuperficial ao plano de laminação das amostras.

Os resultados da intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras α ($\langle 110 \rangle // DL$), com o eixo da fibra paralelo a direção de laminação, do aço sem recozimento e durante o recozimento para 25 h (690°C), 27 h (690°C) e 47 h (183°C) do CT1 e sem recozimento e durante o recozimento para 26 h (683°C), 30 h (578°C) e 47 h (191°C) do CT2, estão mostrados nas figuras 5.39 e 5.40, respectivamente. Conforme mostram as figuras 5.39 e 5.40, se verifica leve redução da intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras α ($\langle 110 \rangle // DL$), ao longo dos ciclos térmicos nas condições CT1 e CT2, sendo mais significativa para as componentes próximas de $(112) \langle \bar{1}10 \rangle$.

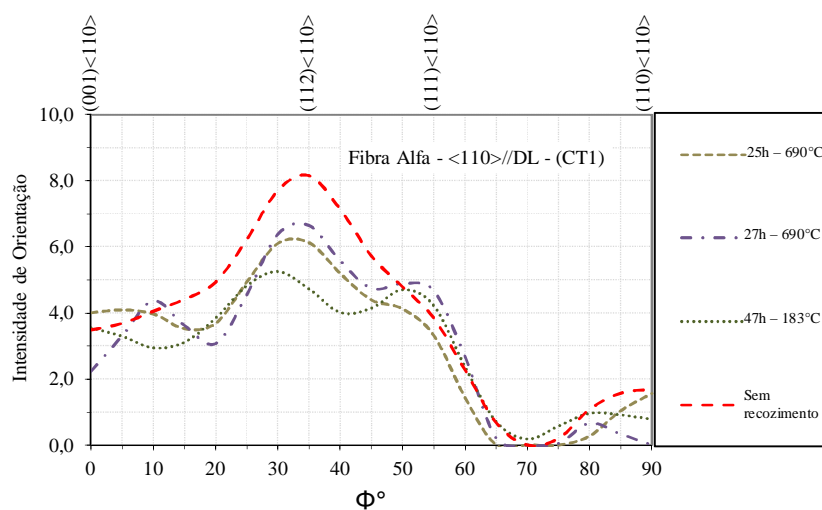


Figura 5.39. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras α , durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.

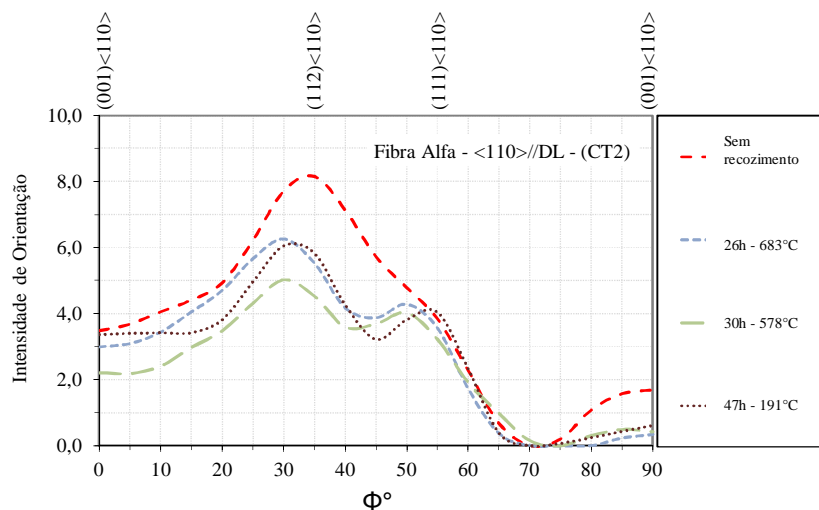


Figura 5.40. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras α , durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.

Os resultados da intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras γ $(111)\text{//DN}$, perpendicular à superfície da chapa, com as componentes de textura, do aço sem recozimento e durante o recozimento para 25 h (690°C), 27 h (690°C) e 47 h (183°C) do CT1 e sem recozimento e durante o recozimento para 26 h (683°C), 30 h (578°C) e 47 h (191°C) do CT2, estão mostrados nas figuras 5.41 e 5.42, respectivamente. Conforme mostram as figuras 5.41 e 5.42, se verifica reorientação das componentes de textura das fibras γ $(111)\text{//DN}$, ao longo dos ciclos térmicos nas condições CT1 e CT2, sendo que as componentes próximas de $(111)\langle 1\bar{2}1 \rangle$ e $(111)\langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$ reduziram de intensidade ao longo dos ciclos CT1 e CT2 enquanto que houve o fortalecimento das componentes $(111)\langle 0\bar{1}1 \rangle$ e $(111)\langle 1\bar{1}0 \rangle$ após ambos os ciclos.

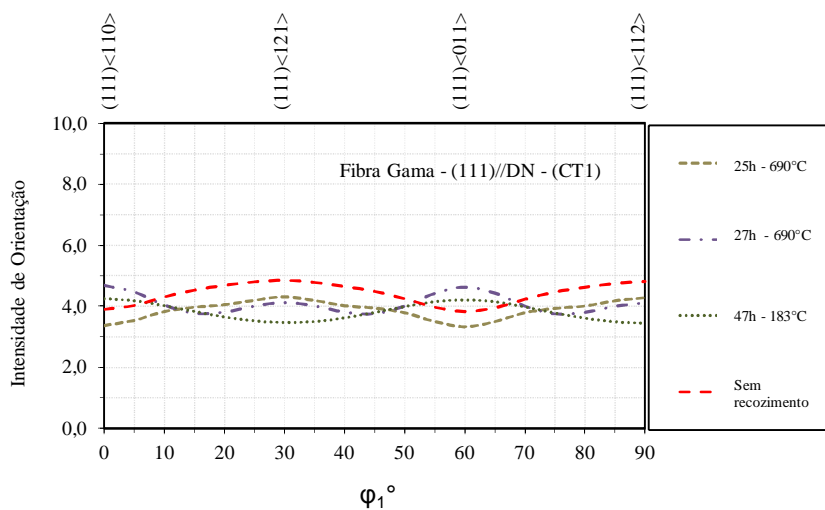


Figura 5.41. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras γ durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.

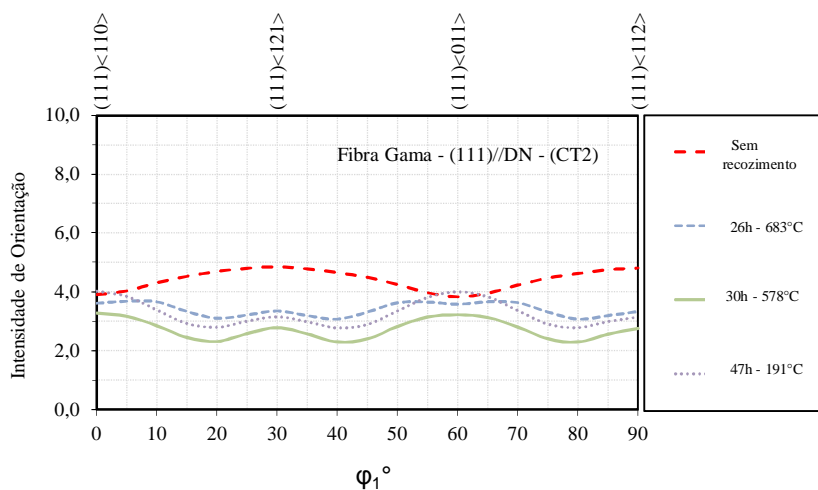


Figura 5.42. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras γ durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.

Os resultados da intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras η ($\langle 110 \rangle // DT$), com as componentes de textura, do aço sem recozimento e durante o recozimento para 25 h (690°C), 27 h (690°C) e 47 h (183°C) do CT1 e sem

recozimento e durante o recozimento para 26 h (683°C), 30 h (578°C) e 47 h (191°C) do CT2, estão mostrados nas figuras 5.43 e 5.44, respectivamente.

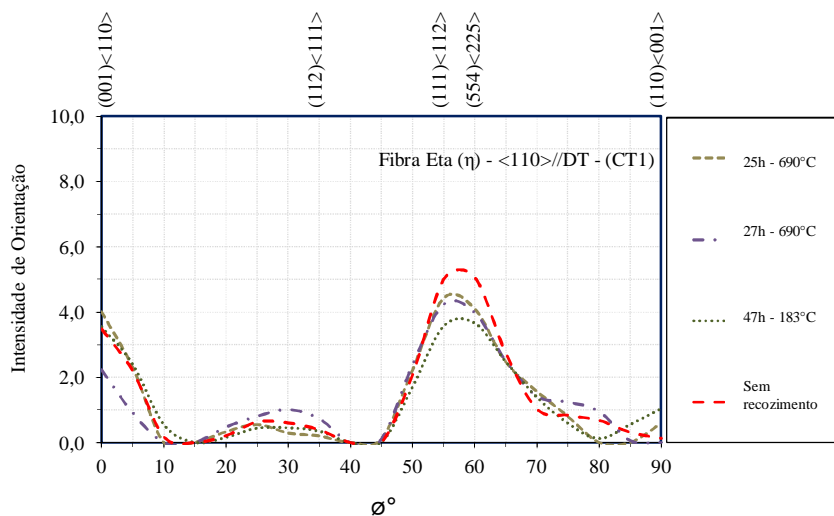


Figura 5.43. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras η durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.

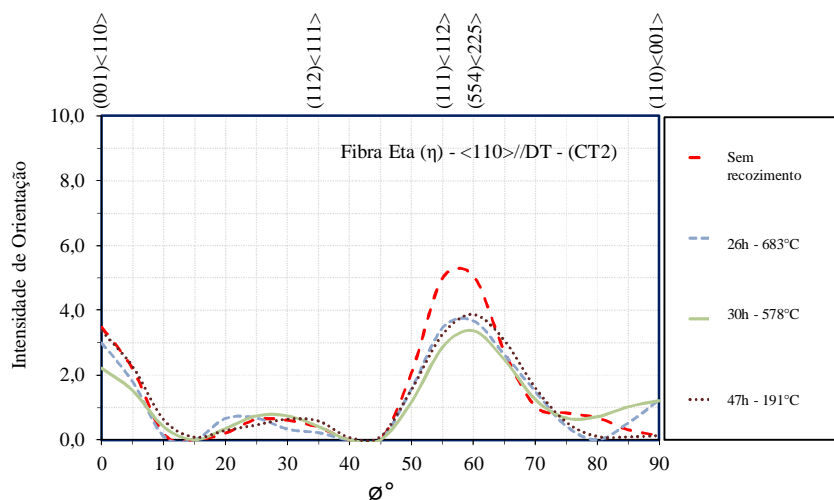


Figura 5.44. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras η durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.

Conforme mostram as figuras 5.43 e 5.44, não se verifica variação significativa nas intensidades relativas de orientação das componentes de textura das fibras η ($\langle 110 \rangle // DT$), ao longo dos ciclos térmicos nas condições CT1 e CT2, sendo as componentes de maior intensidade próximas de $(111) \langle \bar{1} \bar{1} 2 \rangle$ e $(554) \langle \bar{2} \bar{2} 5 \rangle$.

Os resultados da intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras cúbica ($\langle 001 \rangle // DN$), com as componentes de textura, do aço sem recozimento e durante o recozimento para 25 h (690°C), 27 h (690°C) e 47 h (183°C) do CT1 e sem recozimento e durante o recozimento para 26 h (683°C), 30 h (578°C) e 47 h (191°C) do CT2, estão mostrados nas figuras 5.45 e 5.46, respectivamente. Conforme mostram as figuras 5.45 e 5.46, verifica-se leve redução da intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras simétricas cúbicas, ao longo dos ciclos térmicos nas condições CT1 e CT2.

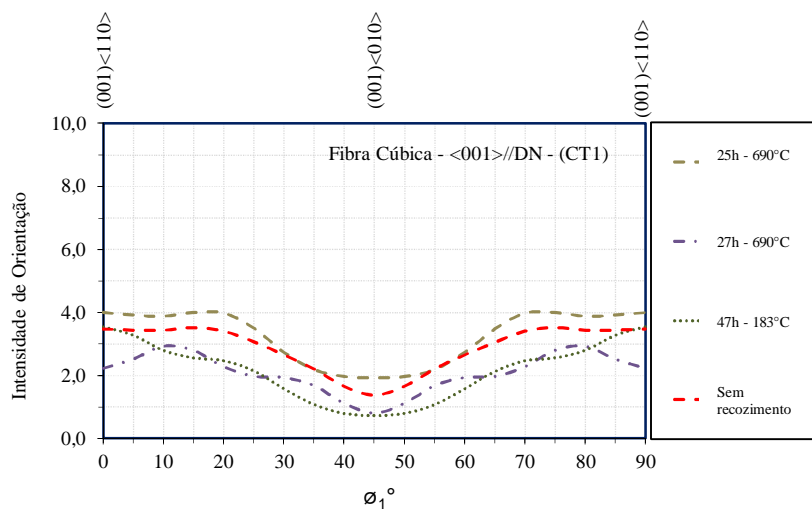


Figura 5.45. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras cúbica durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT1.

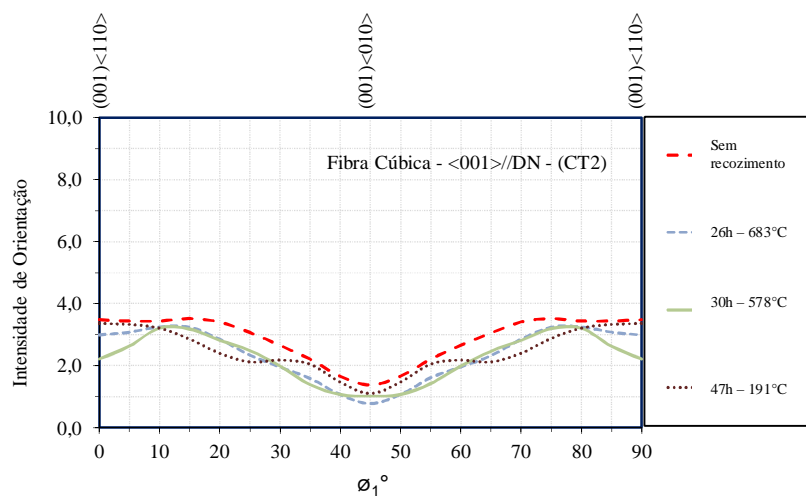


Figura 5.46. Intensidade relativa de orientação das componentes de textura das fibras cúbicas durante o ciclo térmico de recozimento para a condição CT2.

De modo geral observa-se que a textura de deformação desse aço, após laminação a frio e sem recozimento (encruada), é composta principalmente por duas fibras, a fibra α ($\langle 110 \rangle // DL$), com o eixo da fibra paralelo a direção de laminação e a fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$), perpendicular à superfície da chapa, com as componentes de textura $(112)\langle 1\bar{1}0 \rangle$ e $(211)\langle 0\bar{1}1 \rangle$ mais intensas.

Não se observa alteração significativa na textura durante os ciclos térmicos realizados, quando comparado à textura cristalográfica de deformação original, principalmente para as componentes de textura das fibras η e cúbica. Esta textura de recristalização com distribuição de orientação com marcantes posições preferenciais dos cristais fortemente dependente da textura de deformação pode ter sido originada nas regiões de bandas de deformação presentes no aço encruado.

Observa-se para o aço recozido a redução da intensidade de orientação da fibra α das componentes próximas de $(112)\langle 1\bar{1}0 \rangle$ e pouca alteração das componentes $(111)\langle 1\bar{1}0 \rangle$ da mesma fibra, quando comparado com o aço laminado a frio encruado. Comportamento similar foi observado por Emren e colaboradores no estudo

da evolução da textura de um aço ferrítico IF acalmado ao alumínio, durante o processo de recozimento [63].

Observa-se também a reorientação e enfraquecimento das componentes de textura da fibra γ ((1 1 1)//DN) do aço após recozimento. Por outro lado houve um fraco fortalecimento da componente (111) <011>. Por outro lado não se verifica nos ciclos térmicos analisados (CT1 e CT2), o fortalecimento da orientação (111) <112 > após a recristalização. Esta textura é requerida para aços com maiores níveis de embutimento.

Almojil [62] verificou que a textura de recristalização do aço HSLA mostrou-se mais fraca em comparação com o aço IF, para diferentes níveis de redução a frio. Explicou que as partículas perlíticas do aço ARBL laminado a frio e sem recozimento têm um forte efeito no desenvolvimento da textura durante a recristalização, porque a nucleação de grãos recristalizados nesse aço ocorre preferencialmente nas zonas deformadas em torno dessas partículas.

5.6 Laminador de Encruamento

As propriedades mecânicas LE, LR e ALt obtidas antes e após o laminador de encruamento para diferentes níveis de alongamento, estão mostradas na tabela 5.3.

Tabela 5.3. Propriedades mecânicas antes e após passes de encruamento.

Amostras	Alongamento total no laminador de encruamento (%)	Sem passe de encruamento			Após passe de encruamento		
		LE (MPa)	LR (MPa)	ALt (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	ALt (%)
34	2,03	377	442	26,2	346	441	23,1
44	2,50	341	420	29,1	324	420	23,6
39	2,53	364	449	24,8	348	441	22,6
38	2,93	364	451	25,8	359	447	22,8
45	3,13	355	431	27,3	339	428	24,2
35	3,17	369	443	25,6	364	440	23,1
47	3,45	339	421	29,6	373	424	23,7
40	3,50	368	440	27,3	381	440	20,6
48	5,21	335	410	29,4	373	418	22,9

Não se observa variação significativa do LR antes e após a aplicação dos passes de encruamento, por outro lado o LE inicialmente cai para percentuais de alongamento menores que 3,2% e aumenta a partir deste valor chegando a um incremento de 34 MPa após 5,45% de alongamento e 38 MPa após 5,2% de alongamento no laminador. O alongamento total obtido reduziu para todas as condições analisadas.

Para realçar estas variações minimizando o efeito das variações das propriedades mecânicas (PM) entre as amostras analisadas são apresentadas as figuras 5.47, 5.48 e 5.49, que mostram a variação destas propriedades para diferentes níveis de alongamento no laminador de encruamento, sendo $\Delta PM = PM_{\text{valor final}} - PM_{\text{valor inicial}}$.

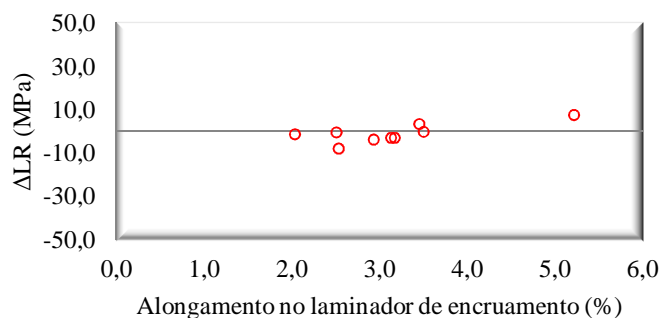


Figura 5.47. Variação do LR em função do percentual de alongamento no laminador de encruamento.

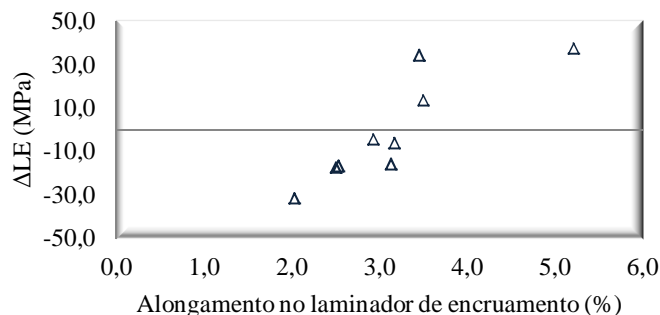


Figura 5.48. Variação do LE em função do percentual de alongamento no laminador de encruamento.

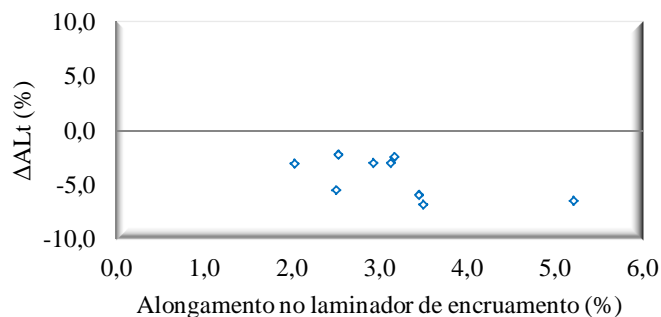


Figura 5.49. Variação do alongamento total em função do percentual de alongamento no laminador de encruamento.

5.6.1 Supressão do patamar definido de escoamento

As curvas de tração versus deformação antes e após os passes de 2,0 e 2,5% de alongamento no laminador de encruamento estão apresentados nas figuras 5.50 e 5.51, respectivamente. Onde se observa a supressão do patamar definido de escoamento com a aplicação de 2% de deformação no laminador, condizente com valores obtidos em outros estudos para aço ARBL microligados ao nióbio [90, 35].

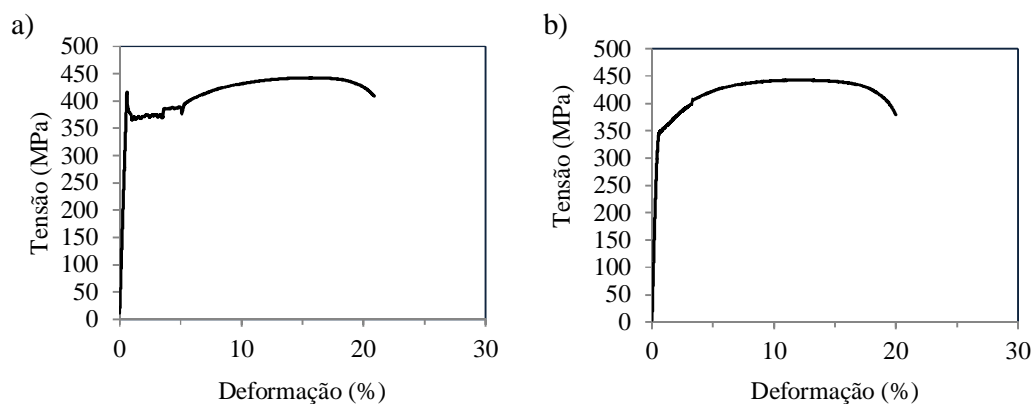


Figura 5.50. Comportamento do patamar de escoamento a) sem laminação de encruamento e b) 2% de alongamento.

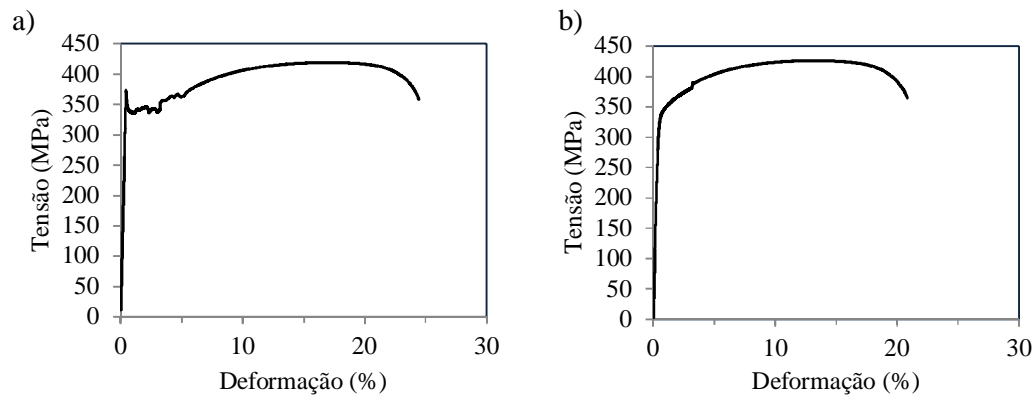


Figura 5.51. Comportamento do patamar de escoamento a) sem laminação de encruamento e b) 2,5% de alongamento.

6. CONCLUSÕES

Por meio desse estudo, pode-se concluir que:

- Ocorreu variação significativa nas propriedades mecânicas (LE, LR, Alu, ALt e dureza Vickers), ao longo do ciclo térmico realizado, entre as regiões CT1 e CT2, principalmente entre 14 e 26 h. As menores temperaturas observadas durante o aquecimento na curva para a condição CT2 tornou a recristalização mais difícil, mostrando que a recristalização é mais sensível à temperatura do tratamento térmico do que a taxa de aquecimento. Para ambas as condições (CT1 e CT2), observa-se a estabilização dos valores das propriedades mecânicas em torno de 26 h de recozimento, indicando homogeneização destas propriedades, dentro da faixa de requisitos normativos para o aço avaliado.
- A microestrutura para o aço laminado a frio, antes do recozimento, apresentou grãos alongados de ferrita e nódulos de perlita. Durante o encharque observou-se a esferoidização de partículas de cementita e após finalização da recristalização primária verificou-se a predominância de pequenos grãos de ferrita e carbonetos esferoidizados, similares nas duas condições de ensaio (CT1 e CT2).
- Não foi observada diferença significativa no tamanho de grão recristalizado em ambas condições (CT1 e CT2), evidenciando o efeito do mecanismo de refino de

grão deste aço, destacando a ação dos precipitados nos contornos de grão durante a recristalização primária. O tamanho médio de grão recristalizado no final do ciclo de recozimento foi de aproximadamente 6,5 μm .

- A textura de deformação da amostra encruada desse aço, após laminação a frio e sem recozimento, é composta principalmente pelas fibras α e γ , com as componentes de textura $(112) \langle 1\bar{1}0 \rangle$ e $(211) \langle 0\bar{1}1 \rangle$ mais intensas. Não se observou alteração significativa na textura durante os ciclos térmicos realizados, quando comparado à textura cristalográfica de deformação original, principalmente para as componentes de textura das fibras η e cúbica. Observou-se a predominância de uma textura fraca e não uniforme, com a presença das componentes $(112) \langle 1\bar{1}0 \rangle$, ao longo dos ciclos térmicos analisados.
- O ajuste correto do nível de alongamento no laminador de acabamento de encruamento exerce forte influência nas propriedades mecânicas finais do aço. Não houve variação significativa no limite de resistência do aço antes e após a laminação de encruamento (*skin pass*) aplicado nesse estudo. Por outro lado, como esperado, verificou-se uma elevação no limite de escoamento após aproximadamente 3,5% de deformação no laminador de encruamento e redução no alongamento total em todas as condições ensaiadas. A aplicação de 2% de alongamento no laminador de encruamento foi suficiente para eliminação do patamar definido de escoamento.

7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos com este trabalho são de grande importância para a prática industrial, pois possibilitam simular em escala industrial ciclos térmicos de recozimento otimizados, melhorando a qualidade dos produtos, aumentando a produtividade e reduzindo o custo operacional do processo produtivo, através, principalmente, da redução do consumo de combustível. Além do viés econômico também se tem um apelo ambiental bastante significativo, tendo em vista que a queima destes combustíveis contribui com a geração de chuva ácida e efeito estufa.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sabendo que em escala industrial o comportamento do aço é afetado por algumas variáveis que não são totalmente simuladas em escala piloto, como a condição de empilhamento das bobinas, dimensões e forma de espiras, sugere-se a simulação em escala industrial, visando avaliar a menor temperatura e tempo de encharque possível, suficiente para atendimento aos requisitos comerciais, com relação à obtenção das propriedades mecânicas, microestrutura e qualidade superficial do material. De forma complementar estudar o efeito do aumento na taxa de aquecimento e na temperatura de encharque no tempo de recozimento, podendo também correlacionar com variações de parâmetros em processos anteriores, principalmente durante a laminação a quente. Após a definição do ciclo térmico otimizado para este aço, este estudo poderá também ser replicado para os demais ciclos térmicos de outros aços processados no processo de recozimento em caixa. Para estudar com maior grau de profundidade algumas variações observadas durante este estudo, principalmente no início do ciclo, na região de recuperação, e durante o resfriamento, técnicas e equipamentos auxiliares seriam necessários, para avaliação da subestrutura do aço, uma vez que esta avaliação não fazia parte do escopo deste trabalho. Por fim, um estudo detalhado variando a composição química do aço e variáveis de processos anteriores seriam complementares para avaliação da melhor condição possível de processamento do aço.

9. REFERÊNCIAS

- [1] A. J. DeArdo, “Microalloyed Steels: Past, Present and Future,” *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*, pp. 17-32, 2015.
- [2] D. Bhattacharya, “Modern Niobium Microalloyed Steels For The Automotive Industry,” *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015 The Chinese Society for Metals (CSM) and Chinese Academy of Engineering (CAE) TMS*, pp. 71-83, 2016.
- [3] A. Arlazarov, *Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels and their relationship*, Ecole doctorale EMMA Université de Lorraine, 2015, p. 211.
- [4] World Auto Steel, “Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0,” 2017.
- [5] V. Sutar, C.S.Dharankar e B. T. Raju, “High Strength Steel for Automotive Applications,” *International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET)*, vol. 03, n. 05, pp. 966-968, May 2016.
- [6] European Union, “Reducing CO2 emissions from passenger cars,” [Online]. Available: https://ec.europa.eu/clima/policies/transport/vehicles/cars_en. [Acesso em 10 Novembro 2018].
- [7] D. K. Matlock, J. G. Speer, E. d. Moor e P. J. Gibbs, “Recent Developments in Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications: An Overview,” *JESTECH*, pp. 1-12, 2012.
- [8] Z. Xiao-Gang, Y. Cai-Fu e S. Cheng-Jia, “New Development of HSLA Steels in China,” *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*, p. 15, 2016.
- [9] The Chinese Society for Metals, *In: 7th International Conference on High Strength Low Alloy Steels (HSLA Steels 2015), International Conference on Microalloying 2015 (Microalloying 2015) and International Conference on Offshore Engineering Steels 2015 (OES 2015)*, vol. Volume 1 of 2, Hanghou: Curran Associates,

Incorporated, 2016, 2015.

- [10] Y. Gong, X. Liang, J. Uusitalo e A. J. DeArdo, “Annealing Studies of HSLA Steels Using EBSD,” *TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, pp. 99-112, 2016.
- [11] A. Ruiz-Aparicio, *Evolution of Microstructure in Nb-Bearing Microalloyed Steels Produced by the Compact Strip Production Process*, University of Pittsburgh, 2004, p. 162.
- [12] ASM International, *High-Strength Low-Alloy Steels*, Ohio, 2001, pp. 193-202.
- [13] T. Gladman, *The Physical Metallurgy of Microalloyed steels*, London: The Institute of Materials, 1997, p. 363.
- [14] P. E. Repas, “Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels,” *Proceedings of Microalloying’88*, pp. 3-14, Settembre 1988.
- [15] E. H. M. Militzer e T. Meadowcroft, “Microstructural Model for Hot Strip Rolling of High-Strength Low-Alloy Steels,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, n. A, pp. 1247-1259, 2000.
- [16] R. Pradhan, “High Strength/High Yield-Ratio Cold-Rolled Steels Produced by Continuous Annealing,” *Scandinavian journal Metallurgy*, vol. 13, pp. 298-307, 1984.
- [17] A. Jouet, “Les aciers hyperemboutissables pour l’industrie automobile,” *Metalurgical Research Technology/Cah. Inf. La Revue de Métallurgie*, vol. 94, n. 11, p. 1425–1434, Novembre 1997.
- [18] C. Fang, *Annealing and Precipitation Behavior During Batch Annealing of HSLA Steels*, University of Pittsburgh, 2011, p. 147.
- [19] A. Kneissl, C. Garcia e A. DeArdo, “HSLA Steels: Processing, Properties,” *The Minerals, Metals and Materials Society*, 1992.
- [20] DIN, *EN 10268:2006+A1:2013 Cold rolled steel flat products with high yield strength for cold forming - Technical delivery conditions*, 2013.
- [21] S. R. Goodman, “Metallurgy of High Strength Cold-Rolled Steel Sheets,” *International Conference on Technology and Applications of 90 HSLA Steels*, pp. 239-252, 1984.

- [22] G. E. Dieter, *Metalurgia Mecânica*, 2ª ed., Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 2000, p. 653.
- [23] J. William D. Callister, *Materials Science and Engineering: An Introduction*, 7ª ed., New York: John Wiley & Sons, Inc, 2007, p. 720.
- [24] E. B. Filho, I. B. d. Silva, G. F. Batalha e S. T. Button, *Conformação plástica dos metais*, 6ª ed., São Paulo, São Paulo: EPUSP ed. dig., 2011, p. 254.
- [25] C. M. Tamarelli, *AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications*, Michigan: Steel Market Development Institute, 2011, p. 42.
- [26] R. L. D. Andrade, *Influência dos Parâmetros de Redução a Frio e Ciclo de Recozimento nas Propriedades Mecânicas e Microestrutura de um Aço ARBL Laminado a frio e Processado via Recozimento Contínuo*, Belo Horizonte: UFMG, 2010, p. 73.
- [27] W. Bleck, W. Müschenborn e L. Meyer, “Recrystallization and mechanical properties of microalloyed cold-rolled steel,” *Steel Research International Materials Technology*, vol. 59, n. 8, pp. 344-351, 1988.
- [28] A. Cracknell e N.J. Petch, “Frictional forces on dislocation arrays at the lower yield point in iron,” *Acta Metallurgica*, vol. 3, n. 2, pp. 186-189, March 1955.
- [29] R. Abbaschian, L. Abbaschian e R. E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 4ª ed., Cengage Learning, 2009, p. 750.
- [30] F. B. Pickering, *Physical Metallurgical and the Design of Steels*, 1ª ed., London: Applied Science Publishers Ltd, 1978, p. 275.
- [31] G. G. Facco, *Effect of cooling rate and coiling temperature on the final microstructure of HSLA steels after HSM and/or laboratory TMP processing*, University of Pittsburgh, 2009, p. 86.
- [32] C. Klinkenberg, K. Hulka e W. Bleck, “Niobium Carbide Precipitation in Microalloyed Steel,” *Materials Technology - Microalloyed Steels*, pp. 744-752, 2004.
- [33] A. Turazi, *Estudo de diferentes rotas de processamento para refino de grão e seu*

- efeito na estampabilidade de aços ARBL*, Florianópolis: Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina, 2008, p. 107.
- [34] R. Ordonez, A. DeArdo e C. I. Garcia, “Comparison of the Annealing Behavior of Three Cold Rolled (Ti-bearing, Nb-bearing and V-bearing) HSLA Steels,” *Materials Research Society Symp. Proc.*, vol. 1611, pp. 123-132, 2014.
- [35] R. C. O. Fernandes, *Efeito da Temperatura de Encharque no Recozimento Contínuo e da Deformação na Laminação de Encruamento sobre as Propriedades Mecânicas de um Aço Microligado Laminado a Frio*, Belo Horizonte: UFMG, 2007, p. 93.
- [36] F. Wang, *Austenite grain growth behaviour of HSLA steel during reheating treatment*, Birmingham: University of Birmingham, 2016, p. 241.
- [37] M. N. Marinho, F. d. S. Costa, N. Domingues e D. B. Santos, “Avaliação das Propriedades Mecânicas de um aço Laminado a Frio Durante o Processo de Recozimento em Caixa,” *In: 73º Congresso Anual da ABM*, vol. 73, n. 73, pp. 793-802, Outubro 2018.
- [38] M. G. Lage e A. L. V. d. C. e. Silva, “Evaluating Segregation in HSLA Steels Using Computational Thermodynamics,” *Journal of Materials Science and Engineering A & B*, p. 8, May 2014.
- [39] G. I. Taylor, F. R. S. e C. F. Elam, “The distortion of iron crystals,” *Proc. R. Soc. Lond. A*, vol. 112, pp. 337-361, September 1926.
- [40] U. F. Kocks, C. N. Tomé, H.-R. Wenk e A. J., *Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties*, 2ª ed., Cambridge: Cambridge University Press, 2000, p. 676.
- [41] C. S. C. Viana e A. S. Paula, *Textura de Deformação, Deformação, em Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*, São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2001, p. 23–37.
- [42] G. Taylor, “Plastic strain in metals,” *Institute of Metals - Journal*, vol. 62, n. 1, pp. 307-324, 1938.

- [43] G. Chin, W. Mammel e M. Dolan, "Taylor's theory of texture for axisymmetric flow in body-centered cubic metals.," *Metallurgical Society of American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers - Transactions*, vol. 239, pp. 1854-1855, 1967.
- [44] J. Hirsch e K. Lücke, "Overview no. 76: Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals--II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-type theories.," *Acta Metallurgica*, vol. 36, n. 11, pp. 2883-2904, 1988.
- [45] A. Molinari, G. Canova e S. Ahzi, "A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity.," *Acta Metallurgica*, pp. 2983-2994, 1987.
- [46] S. Kalidindi e L. Anand, "An approximate procedure for predicting the evolution of crystallographic texture in bulk deformation processing of FCC metals.," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 34, pp. 309-329, 1992.
- [47] O. Engler e V. Randle, *Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture, and Orientation Mapping*, 2^a ed., Boca Raton, Florida: CRC Press Taylor& Francis Group, 2009, p. 488.
- [48] P. O. Malta, *Cinética de Recristalização Estática e Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Inoxidável Ferrítico 430 Estabilizado com Nióbio com Base na Técnica de Microscopia por Orientação de Imagens*, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2016, p. 128.
- [49] H. Bunge, "Three-dimensional texture analysis," *International Materials*, vol. 32, n. 1, pp. 265-291, 1987.
- [50] R. Roe, "Description of crystallite orientation in polycrystalline materials. III. General solution to pole figure inversion," *Journal of Applied Physics*, vol. 36, n. 6, pp. 2024-2031, June 1965.
- [51] B. V. Andrade, *Fragmentação de Grãos em um Aço Livre de Interciais*, Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2016, p. 113.
- [52] B. Verlinden, J. Driver, I. Samajdar e R. Dohert, *Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials*, vol. 11, Oxford: Elsevier Science, 2007, p. 560.

- [53] D. Raabe, "Textures of ferritic stainless steels," *Materials Science and Technology*, vol. 9, n. 4, pp. 302-312, March 1993.
- [54] R. P. d. Siqueira, *Efeitos de Orientação na Recristalização do Aço Inoxidável ferrítico AISI 430 com grãos grosseiros e estabilizado ao nióbio*, Lorena: USP/EEL, 2010, p. 168.
- [55] F. Humphreys e M. Hatherly, Recrystallization and related annealing phenomena, 2ª ed., D. Sleeman, Ed., Oxford: Elsevier, 2004, p. 574.
- [56] C. Gauss, *Evolução microestrutural do aço inoxidável duplêx UNS S32205 durante laminação a frio e posterior recozimento*, Lorena: Universidade de São Paulo, 2015, p. 165.
- [57] B. Hutchinson, "Deformation microstructures and textures in steels," *Philosophical Transactions of The Royal Society A Mathematical Physical and Engineering Sciences*, pp. 1471-1485, Junho 1999.
- [58] Y. Yan, Y. Kang, Z. Mo, X. Zheng e Y. Shen, "Correlation between texture, earing behaviour and dissolved carbon and nitrogen," *Materials Science and Technology*, vol. 33, pp. 311-317, 2017.
- [59] Y. Nagataki e Y. Hosoya, "Origin of the Recrystallization Texture Formation in an Interstitial Free Steel," *ISIJ International*, vol. 36, pp. 451-460, 1996.
- [60] A. F. Filho, L. M. G. d. Lima e A. F. Padilha, "Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem," *In: II Workshop sobre textura e relações de orientação*, n. 2ª, pp. 248-260, 2003.
- [61] A. F. Padilha e F. s. Jr., Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura, 3ª ed., São Paulo: ABM Livros, 2005, p. 232.
- [62] M. A. Almojil, *Deformation and Recrystallisation in Low Carbon Steels*, Manchester: University of Manchester, 2010, p. 203.
- [63] F. Emren, U. v. Schlippenbach e K. Lücke, "Investigation of the development of the recrystallization textures in deep drawing steels by ODF analysis," *Acta Metallurgica*, vol. 34, n. 11, pp. 2105-2117, November 1986.
- [64] H. Y. Wang, X. Gao, H. P. Ren, D. G. Li, B. Yan e Z. L. Jin, "Effect of annealing

- process on recrystallisation microstructure and texture of low carbon steel strip,” *Materials Technology Advanced Performance Materials*, vol. 27, n. 1, pp. 79-81, 2012.
- [65] G. Krauss, *Steels - Processing, Structure, and Performance*, 2^a ed., Ohio: ASM International, 2015, p. 628.
- [66] N. Prasad, S. Kumar, P. Kumar e S. N. Ojha, “Mechanical properties of a cold-rolled annealed HSLA steel,” *Journal of Materials Science*, pp. 5158-5162, 1991.
- [67] O. L. Branchini, A. A. Gorni e A. P. Tschiptschin, “Determination of Microstructural Evolution During the Batch Annealing of Microalloyed Steel Coils,” *2nd International Conference on HSLA Steels, Chinese Society for Metals*, p. 18, November 1990.
- [68] C. Fang, C. I. Garcia, S.-H. Choi e A. J. DeArdo, “A Study of the Batch Annealing of Cold-Rolled HSLA Steels Containing Niobium or Titanium,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 46A, pp. 3635-3645, 2015.
- [69] J. Patel, C. Klinkenberg e K. Hulka, “Hot Rolled HSLA Strip Steels for Automotive and Construction Applications,” *Researchgate*, p. 28, January 2003.
- [70] D. Llewellyn e R. Hudd, *Steels: Metallurgy and Applications*, 3^a ed., Butterworth-Heinemann, 1998, p. 400.
- [71] J. K. Patel, *Controlled hot rolling of HSLA strip steels*, Swansea, UK: University of Wales Swansea, 2000.
- [72] Usiminas, [Online]. Available: <http://www.usiminas.com/produtos-e-solucoes/fluxo-de-producao/>. [Acesso em 20 02 2018].
- [73] I. Schindler, M. Janošec, E. Místecký, M. Růžička, L. Čížek, L. Dobrzański, S. Ruz e P. Suchánek, “Influence of cold rolling and annealing on mechanical properties of steel QStE 420,” *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 18, pp. 231-234, September–October 2006.
- [74] Z. Liu, R. O. Olivares, Y. Lei, C. I. Garcia e G. Wang, “Microstructural characterization and recrystallization kinetics modeling of annealing cold-rolled vanadium microalloyed HSLA steels,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 679,

- pp. 293-301, September 2016.
- [75] R. Pradhan, "Rapid Annealing of Cold-Rolled Rephosphorized Steels Containing," pp. 203-227, 1982.
- [76] P. R. Mould, "An Overview of Continuous-Annealing Technology for Steel Sheet Products," *Journal of Metals*, pp. 18-28, 1982.
- [77] S. S. Sahay, B. H. Kumar e S. J. Krishnan, "Microstructure Evolution During Batch Annealing," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 12, p. 701–707, December 2003.
- [78] M. Janošec, I. Schindler, V. Vodárek, J. Palát e P. S. S. Ruzs, "Microstructure and mechanical properties of cold rolled, annealed HSLA strip steels," *Technical University of Ostrava, Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 7, n. 2, pp. 29-38, 2007.
- [79] Metallurgical Society of AIME. Ferrous Metallurgy Committee, Decomposition of Austenite by Diffusional Processes: Proceedings of a Symposium Held in Philadelphia, Pennsylvania, October 19, 1960, H. I. A. Victor Francis Zackay, Ed., Interscience, 1962, p. 621.
- [80] M. Hillert, "On the theory of normal and abnormal grain growth," *Acta metallurgica*, vol. 13, n. 3, pp. 227-238, March 1965.
- [81] Z.-b. Meng, L. He, G.-l. Wu, X.-b. Liu e C.-y. Zhou, "Microstructure and Texture Evolution Law of Ti-IF Steel for Extra Deep Drawing During Batch Annealing Process," *Advanced Materials Research, Trans Tech Publications, Switzerland*, vol. 873, pp. 42-47, 2014.
- [82] M. H. Alvi, S. Cheong, H. Weiland e A. D. Rollet, *Microstructural Evolution during Recrystallization in Hot Rolled Aluminum Alloy 1050*, Pittsburgh: Carnegie Mellon University, 2003, p. 7.
- [83] S. Chen, *Recovery and Recrystallization Kinetics in AA1050 and AA3003 Aluminium Alloys*, Netherlands Institute for Metals Research in the Netherlands: Delft University Press, 2003, p. 185.
- [84] M. S. Kaiser, "Fractional Recrystallization Behaviour of Al-Mg Alloy with

- Different Sc Addition Content,” *International Journal of Materials Science and Engineering*, vol. 2, p. 136–140, 2014.
- [85] W. A. Backofen, “Deformation processing,” *Metallurgical Transactions*, vol. 4, n. 12, p. 2679–2699, December 1973.
- [86] H. Kijima, “Influence of lubrication on roughness crushing in skin-pass rolling of steel strip,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 216, pp. 1-9, 2015.
- [87] A. H. Cottrell, *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Oxford Clarendon, 1965, p. 223.
- [88] A. Cottrell e B. Bilby, “Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron,” London, 1949, pp. 49-92.
- [89] M. Grumbach, H. Biaisser e M. Busch, “Metallurgical aspects of temper rolling,” *Steel Technology International*, pp. p.269-273, 1989.
- [90] S. R. Goodman e A. R. Chaudhry, “Recrystallization behavior and tensile properties of continuously annealed high-strength cold-rolled steel sheets containing columbium and titanium,” *In Symposium on Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel, 1982, Warrendale.*, pp. 229-247, 1982.
- [91] Associação Brasileira de Normas Técnicas, *ABNT NBR ISO 6892-1:2013 Versão Corrigida 2:2018. Materiais metálicos — Ensaio de Tração- Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente*, 2 ed., 2013, p. 70.
- [92] ASTM International, *ASTM E384 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, West Conshohocken, PA, 2017, p. 40.
- [93] ASTM International, *ASTM E112 - 13 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, West Conshohocken, PA, 2013, p. 28.
- [94] M. Tada, Y. Nakagawa e K. Kojima, “Effect of Annealing Temperature and Coiling Temperature on r-value of Nb and B-added Extra Low-carbon Steel,” *ISIJ International*, vol. 58, n. 5, p. 970–977, 2018.