

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Tese de Doutorado

Laminação a Quente de Produtos Longos Microligados

Autor: Roney Eduardo Lino
Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Julho / 2018

Roney Eduardo Lino

Laminação a Quente de Produtos Longos Microligados

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia da Transformação

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo A.N.M. Barbosa

Belo Horizonte

Universidade Federal de Minas Gerais

Escola de Engenharia

2018

L758I	<p>Lino, Roney Eduardo. Laminação a quente de produtos longos microligados [manuscrito] / Roney Eduardo Lino. - 2018. xx, 267 f., enc.: il.</p> <p>Orientador: Ronaldo A. M. Barbosa.</p> <p>Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Anexos: f. 263-267.</p> <p>Inclui bibliografia.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Modelagem matemática - Teses. 4. Laminação (Metalurgia) - Teses. 5. Aço - Metalurgia - Teses. 6. Recristalização (Metalurgia) - Teses. I. Barbosa, Ronaldo A.N.M. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 669(043)</p>
-------	--

AGRADECIMENTOS

Primeiramente quero agradecer a Deus, por ter me dado força e coragem durante toda esta caminhada.

À minha família pelo incentivo e pelo apoio constante: Minha mãe Maria das Graças, pelos valores ensinados desde os tempos pueris, por sempre acreditar que eu seria capaz e por me dar esperança para sempre seguir em frente. Meu pai Justo Tadeu, que sempre foi um exemplo e que significou segurança e certeza que não estou sozinho nessa caminhada. Meu irmão Wellington por seu companheirismo, motivação e sempre me apoiar nos momentos desafiadores. Meu irmão Helbert por sempre me iluminar com boas ideias e, de maneira especial, me levar a buscar mais conhecimentos e crescer tanto pessoalmente quanto profissionalmente. À minha irmã Fernanda, muito obrigado pelo carinho, a paciência e por sua capacidade de me trazer paz com suas sábias palavras. Aos meus avós, tios, primos, sobrinhos, amigos do Olaria e do Barreiro, a toda minha família por ser essa maravilhosa família!

Ao grande mestre e amigo Prof. Ronaldo Barbosa, por ter me acolhido tão bem em meu início de vida profissional no Laboratório de Conformação a Quente, e por me apresentar esse mundo magnífico que é a Metalurgia. Pelos prudentes conselhos, incentivo, orientação, ensinamentos e pela paciência, sou muito grato.

À ArcelorMittal Monlevade, na pessoa do atual Diretor Sr. Marco Antônio de Macedo Bosco, pela oportunidade, apoio e confiança depositada, fundamentais para que os objetivos deste projeto fossem alcançados. Por todo incentivo que a empresa me proporcionou e pela importante contribuição em minha formação profissional. Aos amigos conquistados nesses anos de colaboração, realizando juntos grandes projetos.

À ArcelorMittal Global R&D Brazil, por toda assistência e consultoria na realização desse trabalho.

À CBMM, em especial Marcelo Rebellato, Leonardo Silvestre, Marcos Stuart, Ed Taiss, Edmundo Cruz, Marcos Meira, Marcelo Carboni, Steve Jansto, Douglas Stalhein, Felipe Bastos, Andrezza Gonçalves e Anderson Manzato pelo suporte e pela amizade feita na realização desse trabalho.

À equipe da CEIT, por todo suporte laboratorial e discussões técnicas, em especial Jose Maria Rodriguez Ibabe, Beatriz Lopez Soria e Beatriz Pereda

Ao Dr. Joaquim Costa, Gerente da Gerência Técnica e Engenharia de Produto, pelo exemplo de dedicação profissional, pela amizade, conselhos, apoio e incentivo.

Aos professores, funcionários e colegas do DEMET-UFMG, em especial à Cida, Ilda, Luciana, Elaine, Ana Maria, Nelson, Patrícia, Andréia.

Aos grandes mestres Prof. Dr. André Costa e Silva, Prof. Dr. Vicente Bueno, Prof. Dr. Helder Ferreira, Prof. Dr. Giovane Azevedo, Dr. Charles Martins, Dr. Joaquim Costa, pela amizade, por serem grandes exemplos e sempre me apoiarem em meu eterno aprendizado. Agradeço imensamente por terem aceitado compor a banca de minha defesa de tese e fazerem parte desse momento especial da minha vida.

A todos aqueles que de alguma forma estiveram e estão próximos de mim, fazendo esta vida valer cada vez mais a pena.

*“Quelli che s'innamorano di pratica senza
scienza son come il nocchiere, che entra in
naviglio senza timone o bussola, che mai ha
certezza dove si vada”*

Leonardo da Vinci

Sumário

Lista de figuras.....	vii
Lista de tabelas.....	xiv
Lista de notações	xvi
Resumo.....	xix
Abstract.....	xx
1 Introdução	1
2 Objetivos	5
3 Revisão bibliográfica	6
3.1 <i>Variáveis termomecânicas do processo industrial</i>	6
3.1.1 Cálculo da deformação verdadeira nos passes de laminação	7
3.1.2 Cálculo da taxa de deformação	9
3.2 <i>Modelagem matemática na laminação de longos</i>	10
3.2.1 Modelos matemáticos: histórico e estado atual	11
3.2.2 Cálculo de microligantes em solução sólida e da fração precipitada	25
3.2.3 Cinética de precipitação induzida por deformação de carbonitreto	31
3.2.4 Recristalização dinâmica na laminação de longos.....	37
4 Metodologia	42
4.1 <i>Materiais</i>	42
4.2 <i>Processo de laminação industrial</i>	43
4.3 <i>Ensaio de torção</i>	47
4.4 <i>Modelagem matemática</i>	52
4.5 <i>Caracterização da microestrutura</i>	55
4.5.1 Extração de amostras industriais para caracterização da austenita.....	55
4.5.2 Preparação metalográfica.....	55
4.6 <i>Ensaio mecânico</i>	55
4.7 <i>Microscopia eletrônica de transmissão</i>	56
4.8 <i>Testes de soldagem</i>	56
5 Resultados.....	58
5.1 <i>Torção a quente</i>	58
5.1.1 Curvas tensão-deformação.....	58
5.1.2 Microestruturas	63
5.2 <i>Dilatometria</i>	73
5.2.1 Ciclos térmicos para definir condição para tamanho de grão inicial.....	73

5.2.2	Microestruturas e diagrama TRC da liga Base: TGA = 21,4 μm	77
5.2.3	Microestruturas e diagrama TRC da liga V: TGA = 5,4 μm	81
5.2.4	Microestruturas e diagrama TRC da liga V: TGA = 26,5 μm	86
5.2.5	Microestruturas e diagrama TRC da liga VNb: TGA = 5,1 μm	90
5.2.6	Microestruturas e diagrama TRC da liga VNb: TGA = 19,4 μm	94
5.3	<i>Modelamento matemático</i>	99
6	Discussão	125
6.1	<i>Resistência a quente</i>	125
6.1.1	Tensão de fluxo média	125
6.1.2	Força, torque e potência de laminação.....	137
6.2	<i>Curvas de transformação no resfriamento contínuo (TRC)</i>	153
6.2.1	Efeito do tamanho de grão austenítico.....	153
6.2.2	Efeito da adição de microligantes	155
6.3	<i>Modelagem matemática da evolução microestrutural e precipitação</i>	163
6.3.1	Modelagem da liga Base	163
6.3.2	Modelagem da liga V	168
6.3.3	Modelagem da liga VNb.....	176
6.3.4	Tamanho de grão austenítico	186
6.4	<i>Solubilização e precipitação</i>	197
6.4.1	Análise de segundas fases por termodinâmica computacional	197
6.4.2	Análise dos precipitados por microscopia de transmissão.....	200
6.5	<i>Previsão de propriedades mecânicas</i>	204
6.5.1	Método 1: microdureza após testes de torção a quente	204
6.5.2	Método 2: Equação da literatura	207
6.5.3	Método 3: Regressão linear + $\Delta\sigma_p$ em função de $f\gamma$ e $dppt$	210
6.6	<i>Validação industrial</i>	216
6.6.1	Especificações dos produtos	216
6.6.2	Laminação direta para aplicação estrutural	218
6.6.3	Laminação para aplicação em conformação a frio	234
6.7	<i>Otimização do modelo matemático</i>	237
6.7.1	Aplicação do Solver® na otimização de processos e produtos	238
6.8	<i>Considerações finais</i>	241
6.8.1	Considerações técnicas	241
6.8.2	Considerações científicas.....	244
6.8.3	Considerações tecnológicas	246
7	Conclusões	247
8	Contribuições originais ao conhecimento	249
9	Relevância dos resultados	250
10	Sugestões para trabalhos futuros	251

11	Referências Bibliográficas.....	252
12	Publicações do autor relacionadas com o trabalho.....	262
13	Anexos	263
13.1	<i>Anexo 1: cálculo da deformação equivalente.....</i>	263
13.2	<i>Anexo 2: cálculo da concentração de Nb em solução sólida</i>	265
13.3	<i>Anexo3: valores do fator multiplicador m para precipitados de V e de Nb.</i>	267

Lista de figuras

Figura 1.1 Quadro esquemático de Resistência vs Alongamento, posicionando as principais categorias de aços convencionais e AHSS. (WORLDAUTOSTEEL, 2013).	2
Figura 1.2 Distribuição da produção de aços estruturais por segmento (JANSTO, 2010).	3
Figura 3.1 Representação de sequência de passe redondo para oval, onde w_i e w_p são as larguras máximas de entrada e saída no passe e A_i e A_p são as áreas das seções transversais na entrada e saída do passe, respectivamente.	7
Figura 3.2. Diagrama de solubilização de carbonitretos de Nb, com composição da liga abaixo da curva k_s .	26
Figura 3.3 Diagrama de solubilização de carbonitretos de Nb, com composição da liga acima da curva k_s .	27
Figura 3.4 Diagrama precipitação-tempo-temperatura (PTT) indicando $t_{0,05p}$ calculado pelas equações de DUTTA e SELLARS (1987), PEREDA et al. (2008) e MEDINA et al. (2014).	35
Figura 3.5 Diagrama precipitação-tempo-temperatura (PTT) indicando $t_{0,05p}$ calculado pelas equações MEDINA et al. (2014) para precipitados de V e Nb.	36
Figura 3.6 Curvas de fluxo obtidas em teste de torção a 900 °C e taxa de deformação de $0,5 \text{ s}^{-1}$, antes e após precipitação de carbonitretos de nióbio (CHO, et al., 2001).	38
Figura 4.1. Layout do laminador utilizado nos experimentos industriais.	43
Figura 4.2. Fluxograma do modelo matemático descrevendo a sequência lógica dos principais eventos metalúrgicos para aços CMn.	53
Figura 4.3. Fluxograma do modelo matemático descrevendo a sequência lógica dos principais eventos metalúrgicos para aços microligados.	54
Figura 4.4. Esboço seção a) longitudinal e b) transversal da solda por transpasse realizada nas barras laminadas a quente.	57
Figura 5.1. Curvas tensão-deformação da liga Base nas condições a) 1P e 1C e nas condições b) 2P e 2C.	59
Figura 5.2. Curvas tensão deformação da liga V nas condições a) 1P e 1C e nas condições b) 2P e 2C.	61
Figura 5.3. Curvas tensão deformação da liga VNb nas condições a) 1P e 1C e nas condições b) 2P e 2C.	62
Figura 5.4. Microestrutura austenítica da liga Base na temperatura de formação de espiras, nas condições a) 1P, b) 1C, c) 2P e d) 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente teepol + sabão neutro, aumento de 200x.	64
Figura 5.5. Microestrutura austenítica da liga V na temperatura de formação de espiras, nas condições a) 1P, b) 1C, c) 2P e d) 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente teepol + sabão neutro, aumento de 200x.	65
Figura 5.6. Microestrutura austenítica da liga VNb na temperatura de formação de espiras, nas condições a) 1P, b) 1C, c) 2P e d) 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente teepol + sabão neutro, aumento de 200x.	66
Figura 5.7. Microestruturas finais da liga Base após ensaios de torção a quente nas condições de processamento de 1P a 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital 2 %, aumento de 500x.	69

Figura 5.8. Microestruturas finais da liga V após ensaios de torção a quente nas condições de processamento de 1P a 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital 2 %, aumento de 500x.....	70
Figura 5.9. Microestruturas finais da liga VNb após ensaios de torção a quente nas condições de processamento de 1P a 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital 2 %, aumento de 500x.....	71
Figura 5.10. Figura esquemática dos ciclos propostos para avaliar o tamanho de grão em função do histórico térmico.	73
Figura 5.11. Microestrutura austenítica da liga Base após o ciclo térmico com temperatura de aquecimento de 850 °C.	74
Figura 5.12. Microestrutura austenítica da liga V após o ciclo térmico com temperaturas de aquecimento de a) 850, b) 900, c) 950 e d) 1000 °C.....	75
Figura 5.13. Microestrutura austenítica da liga VNb após o ciclo térmico com temperaturas de aquecimento de a) 850, b) 900, c) 950 e d) 1000 °C.....	76
Figura 5.14. Microestruturas finais da liga Base após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 21,4 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.....	78
Figura 5.15. Ampliação das microestruturas finais da liga Base após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 21,4 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.	79
Figura 5.16. Microestrutura final da liga Base após ensaio de dilatométrica a 20 °C/s (TGA prévio = 21,4 µm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital, aumentos de a) 2000X, b) 4000X e c) 6000X.....	80
Figura 5.17. Diagrama TRC da liga Base construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre 0,1 e 20 °C/s e tamanho de grão austenítico prévio de 21,4 µm.	81
Figura 5.18. Microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,4 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.....	82
Figura 5.19. Ampliação das microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,4 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.	83
Figura 5.20. Microestrutura final da liga V após ensaios dilatométrica nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 5,4 µm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital.....	84
Figura 5.21. Diagrama TRC da liga V construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre 0,1 e 20°C/s e tamanho de grão austenítico prévio de 5,4 µm.	85
Figura 5.22. Microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 26,5 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.....	87
Figura 5.23. Ampliação das microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 26,5 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.	88
Figura 5.24. Microestrutura final da liga V após ensaios dilatométrica nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 26,5 µm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital.....	89

Figura 5.25. Diagrama TRC da liga V construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre 0,1 e 20°C/s e tamanho de grão austenítico prévio de 26,5 µm.	90
Figura 5.26. Microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,1 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.....	91
Figura 5.27. Ampliação das microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,1 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.....	92
Figura 5.28. Microestrutura final da liga VNb após ensaios dilatométrica nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 5,1 µm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital...	93
Figura 5.29. Diagrama TRC da liga VNb construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre 0,1 e 20°C/s e tamanho de grão austenítico prévio de 5,1 µm.	94
Figura 5.30. Microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 19,4 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.....	95
Figura 5.31. Ampliação das microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 19,4 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.....	96
Figura 5.32. Microestrutura final da liga VNb após ensaios dilatométrica nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 19,4 µm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital...	97
Figura 5.33. Diagrama TRC da liga VNb construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre 0,1 e 20°C/s e tamanho de grão austenítico médio de 19,4 µm.	98
Figura 5.34. Ilustração esquemática de como a fração precipitada foi calculada durante o resfriamento contínuo através do critério de tempo equivalente.	107
Figura 6.1. Tensão de fluxo média para a liga Base nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1100 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 1P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 1C).....	128
Figura 6.2. Tensão de fluxo média para a liga Base nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1200 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 2P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 2C).....	129
Figura 6.3. Tensão de fluxo média para a liga V nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1100 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 1P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 1C).....	130
Figura 6.4. Tensão de fluxo média para a liga V nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1200 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 2P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 2C).....	131
Figura 6.5. Ampliação da microestrutura austenítica anterior da amostra da	132
Figura 6.6. Tensão de fluxo média para a liga VNb nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1100 °C a) sem resfriamento acelerado durante a	

laminação (condição 1P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 1C).....	134
Figura 6.7. Tensão de fluxo média para a liga VNb nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1200 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 2P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 2C).....	135
Figura 6.8. Ampliação da microestrutura austenítica anterior da amostra da liga VNb temperada após a condição 2C, com presença de grãos alongados e contornos serrilhados, indicando a ocorrência de precipitação de Nb e/ou V.....	136
Figura 6.9. Formato da área projetada de uma barra retirada após parada emergencial do laminador a quente de fio-máquina: a) passe redondo-oval e b) passe oval-redondo (LEE, et al., 2001).....	139
Figura 6.10. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb nas condições 1P e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 1P.....	143
Figura 6.11. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb nas condições 1C e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 1C.	144
Figura 6.12. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb na condições 2P e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 2P.....	145
Figura 6.13. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb na condições 2C e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 2C.	146
Figura 6.14. Aumento da força de laminação nas condições 1P, 1C e 2C em relação à condição 2P (referência) para as ligas a) Base e b) V.	148
Figura 6.15. Aumento da força de laminação nas condições 1P, 1C e 2C em relação à condição 2P (referência) para a liga VNb.....	149
Figura 6.16. Potência total de laminação calculada para as ligas Base, V, e VNb para as condições a) 1P e b) 1C.	151
Figura 6.17. Potência total de laminação calculada para as ligas Base, V, e VNb para as condições a) 2P e b) 2C.	152
Figura 6.18. Comparação entre as curvas do diagrama TRC do aço V com tamanho de grão fino e grosseiro.	154
Figura 6.19. Comparação entre as curvas do diagrama TRC do aço VNb com tamanho de grão fino e grosseiro.....	154
Figura 6.20. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços Base e VNb nas condições de grão grosseiro.	156
Figura 6.21. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços Base e V nas condições de grão grosseiro.	156
Figura 6.22. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços V e VNb nas condições de grão fino (5 µm).	157
Figura 6.23. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços V e VNb nas condições de grão grosseiro (27 e 19 µm, respectivamente).	157
Figura 6.24. Micrografias do TGA prévio à dilatométrica após aquecimento à 1000 °C por 10 min: a) V e b) VNb.....	159
Figura 6.25. Distribuição do TGA prévio à dilatométrica após aquecimento à 1000 °C por 10 min: a) V e b) VNb.....	160

Figura 6.26. Presença de ilhas isoladas de ferrita acicular+bainita na microestrutura da liga V aquecida a 1000 °C e resfriada a 2 °C/s, que podem ter sido originadas de grãos austeníticos grosseiros.	161
Figura 6.27. Medições de microdureza em função da taxa de resfriamento realizadas nas amostras de dilatométrica, para as ligas Base, V e VNb.	162
Figura 6.28. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 1P.	164
Figura 6.29. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 1C.	164
Figura 6.30. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 2P.	165
Figura 6.31. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 2C.	165
Figura 6.32. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga Base – Condições 1P e 2P.	167
Figura 6.33. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga Base – Condições 1C e 2C.	167
Figura 6.34. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 1P.	170
Figura 6.35. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 1C.	170
Figura 6.36. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 2P.	171
Figura 6.37. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 2C.	171
Figura 6.38. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1P e 2P.	173
Figura 6.39. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1C e 2C.	173
Figura 6.40. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1P e 2P. ...	174
Figura 6.41. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1C e 2C.	174
Figura 6.42. Evolução da fração volumétrica de VN ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1P, 1C, 2P e 2C.	175
Figura 6.43. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 1P.	177
Figura 6.44. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 1C.	177
Figura 6.45. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 2P.	178
Figura 6.46. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 2C.	178
Figura 6.47. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P e 2P.	180
Figura 6.48. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1C e 2C.	180

Figura 6.49. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P e 2P.	182
Figura 6.50. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1C e 2C.	182
Figura 6.51. Evolução do teor de Nb em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P e 2P.	183
Figura 6.52. Evolução do teor de Nb em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1C e 2C.	183
Figura 6.53. Evolução da fração volumétrica de VN ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P, 1C, 2P e 2C.	184
Figura 6.54. Evolução da fração volumétrica de VN ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P, 1C, 2P e 2C.	184
Figura 6.55. Fração precipitada calculada pelo modelo cinético em função do tempo. Ligas V e VNb na condição 1P.	185
Figura 6.56. Diferença $[V_{ss} - V_{eq}]$ em função do tempo. Ligas V e VNb na condição 1P. As setas indicam o início da precipitação.	185
Figura 6.57. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 1P: a) Base, b) V e c) VNb.	190
Figura 6.58. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 1C: a) Base, b) V e c) VNb.	192
Figura 6.59. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 2P: a) Base, b) V e c) VNb.	194
Figura 6.60. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 2C: a) Base, b) V e c) VNb.	196
Figura 6.61. a) Fases e precipitados em equilíbrio termodinâmico da liga utilizada para a fabricação do vergalhão e b) fração dos elementos presentes nos precipitados de Nb, V, Ti(C, N). Valores calculados pelo Thermocalc [®] para a liga VNb.	198
Figura 6.62. Fração em equilíbrio dos elementos C, N, Nb, V, Ti e Al na fase austenita a 1100 e 1200 °C. Valores calculados pelo Thermocalc [®] para a liga VNb.	199
Figura 6.63. Micrografias de MET e espectros de difração de réplicas extraídas de precipitados da amostra de teste de torção temperadas na posição da formação de espiras (condição 2C).	201
Figura 6.64. Micrografias de MET e espectros de difração do co-precipitado de Nb em precipitados Nb-V-Ti grosseiros não dissolvidos.	202
Figura 6.65. Distribuição lognormal de precipitados não dissolvidos e de precipitados induzidos por deformação.	203
Figura 6.66. Valores medidos e previstos de propriedades mecânicas para aços carbono e baixa liga: a) limite de escoamento e b) limite de resistência mecânica.	211
Figura 6.67. Valores medidos e previstos de propriedades mecânicas para aços carbono e baixa liga: a) alongamento total e b) estricção.	212
Figura 6.68. Micrografia de um aço estrutural utilizado em estrutura de concreto armado antes das adequações das normas que exigem aço com característica de soldabilidade.	219

Figura 6.69. Evolução do TGA da liga V na condição industrial com os dados experimentais obtidos de amostras temperadas na linha de laminação.	222
Figura 6.70. Evolução do TGA da liga VNb na condição industrial com os dados experimentais obtidos de amostras temperadas na linha de laminação.	222
Figura 6.71. Microestrutura austenítica anterior obtida de amostras retiradas após o passe 12 do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.	223
Figura 6.72. Microestrutura austenítica anterior obtida de amostras retiradas após o passe 18 do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.	224
Figura 6.73. Distribuição do TGA após o passe 12 do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.	225
Figura 6.74. Distribuição do TGA após o passe 18 do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.	226
Figura 6.75. Microestruturas finais obtidas de amostras laminadas a quente em escala industrial: a) V e b) VNb.	227
Figura 6.76. Distribuição do TGF após resfriamento final do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.	228
Figura 6.77. Curvas tensão-deformação da liga VNb e do aço estrutural não soldável.	230
Figura 6.78. Fractografia a) macro e b) micro no MEV da superfície de fratura da liga VNb com característica de fratura dúctil.	232
Figura 6.79. Fractografia a) macro e b) micro no MEV da superfície de fratura da liga não soldável com característica de fratura dúctil.	233
Figura 6.80. Fractografia da região final da ruptura no metal de base da liga não soldável. Superfície de fratura com aspecto de clivagem, indicando fratura frágil.	234
Figura 6.81. Evolução das propriedades mecânicas do fio-máquina da liga VNb após reduções de área na trefilação.	236
Figura 13.1 Diagrama mostrando detalhes que realçam a maneira utilizada na obtenção do sistema de equações.	265

Lista de tabelas

Tabela 4.1. Composição química das ligas utilizadas nos ensaios de torção a quente. ...	42
Tabela 4.2. Características dos 8 ciclos termomecânicos de laminação definidos.	46
Tabela 4.3. Descrição da nomenclatura simplificada de 2 dígitos.	46
Tabela 4.4. Parâmetros termomecânicos propostos para simulação no ensaio de torção a quente (condição original).	50
Tabela 5.1. Tamanhos de grãos austeníticos temperatura equivalente ao momento de formação de espiras.	67
Tabela 5.2. Tamanhos de grãos ferríticos finais após as simulações em torção a quente.	72
Tabela 5.3. Tamanho de grão austenítico para os ciclos térmicos avaliados.	76
Tabela 5.4. Equações que descrevem os eventos metalúrgicos considerados no modelo de evolução microestrutural do aço Base.	100
Tabela 5.5. Equações que descrevem os eventos metalúrgicos considerados no modelo de evolução microestrutural dos aços microligados.	101
Tabela 5.6. Ciclo termomecânico da condição 1P para o aço Base ($T_{req.} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$).	110
Tabela 5.7. Ciclo termomecânico da condição 1C para o aço Base ($T_{req.} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$).	111
Tabela 5.8. Ciclo termomecânico da condição 2P para o aço Base ($T_{req.} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$).	112
Tabela 5.9. Ciclo termomecânico da condição 2C para o aço Base ($T_{req.} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$).	113
Tabela 5.10. Ciclo termomecânico da condição 1P para o aço V ($T_{req.} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$).	114
Tabela 5.11. Ciclo termomecânico da condição 1C para o aço V ($T_{req.} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$).	115
Tabela 5.12. Ciclo termomecânico da condição 2P para o aço V ($T_{req.} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$).	116
Tabela 5.13. Ciclo termomecânico da condição 2C para a liga de aço V ($T_{req.} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$).	117
Tabela 5.14. Ciclo termomecânico da condição 1P para o aço VNb ($T_{req.} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$).	118
Tabela 5.15. Ciclo termomecânico da condição 1C para o aço VNb ($T_{req.} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$).	119
Tabela 5.16. Ciclo termomecânico da condição 2P para o aço VNb ($T_{req.} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$).	120
Tabela 5.17. Ciclo termomecânico da condição 2C para o aço VNb ($T_{req.} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$).	121
Tabela 5.18. Tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo matemático nas 4 propostas de tratamento termomecânico para as 3 ligas.	123
Tabela 5.19. Constantes utilizadas na equação de previsão de tamanho de grão ferrítico em aços CMn e microligado.	123
Tabela 5.20. Tamanho de grão ferrítico previsto pelo modelo matemático nas 4 condições de tratamento termomecânico para as 3 ligas.	124
Tabela 6.1. Equações utilizadas no cálculo de força de laminação.	138

Tabela 6.2. Tamanho de grão austenítico medido nas amostras de torção a quente temperadas após o passe 18.	188
Tabela 6.3. Tamanho de grão austenítico calculado pelo modelo matemático após o passe 18.	188
Tabela 6.4. Tamanho de grão austenítico calculado pelo modelo matemático logo antes da transformação de fases.	188
Tabela 6.5. Microdurezas médias das 3 ligas. Medições realizadas nas amostras finais de torção a quente após as 8 condições.	205
Tabela 6.6. Propriedades mecânicas previstas para a liga Base a partir das medições de microdureza vickers sobre as microestruturas finais de torção.	206
Tabela 6.7. Propriedades mecânicas previstas para a liga V a partir das medições de microdureza vickers sobre as microestruturas finais de torção.	206
Tabela 6.8. Propriedades mecânicas previstas para a liga VNb a partir das medições de microdureza vickers sobre as microestruturas finais de torção.	206
Tabela 6.9. Propriedades mecânicas previstas para a liga Base pelas equações de Hodgson e Gibbs.	209
Tabela 6.10. Propriedades mecânicas previstas para a liga V pelas equações de Hodgson e Gibbs.	209
Tabela 6.11. Propriedades mecânicas previstas para a liga VNb pelas equações de Hodgson e Gibbs.	209
Tabela 6.12. Propriedades mecânicas previstas para a liga Base pelas equações de regressão desse trabalho e pelas características dos precipitados.	215
Tabela 6.13. Propriedades mecânicas previstas para a liga V pelas equações de regressão desse trabalho e pelas características dos precipitados.	215
Tabela 6.14. Propriedades mecânicas previstas para a liga Base pelas equações de regressão desse trabalho e pelas características dos precipitados.	215
Tabela 6.15. Especificações de aços para aplicação estrutural (estado laminado)*:	218
Tabela 6.16. Especificações objetivadas de aços microligados utilizados na conformação a frio no produto final*:	218
Tabela 6.17. Propriedades mecânicas das ligas V e VNb nos estado laminado.	229
Tabela 6.18. Propriedades mecânicas da liga VNb no estado laminado, laminado para o segmento de aços conformados a frio.	235
Tabela 6.19. Restrições dos elementos químicos utilizadas na otimização de liga.	238
Tabela 6.20. Restrições das variáveis de processo utilizadas na otimização do processo termomecânico.	238
Tabela 6.21. Solução encontrada na otimização de parâmetros de processo.	239
Tabela 6.22. Solução encontrada na otimização de composição química.	239
Tabela 6.23. Solução encontrada na otimização global de liga e processamento.	240
Tabela 13.1 Valores do fator multiplicador m para os principais precipitados de V e Nb.	267

Lista de notações

- A_i : área da seção transversal da barra na entrada do passe
 A_p : área da seção transversal da barra na saída do passe
 Ac_1 : temperatura de início de transformação de fase da austenita no aquecimento
 Ac_3 : temperatura de fim de transformação de fase da austenita no aquecimento
 Ar_1 : temperatura de fim de transformação de fase da austenita no resfriamento
 Ar_3 : temperatura de início de transformação de fase da austenita no resfriamento
 A_r : área de contato projetada
 a : parâmetro de rede
 B: bainita
 BOF: forno básico a oxigênio
 CFC: estrutura cúbica de face centrada
 CCC: estrutura cúbica de corpo centrada
 C_x : abscissa do ponto de descolamento da peça laminada e o fundo do canal
 D_w : diâmetro de trabalho de cilindros
 D_n : diâmetro nominal do passe
 D: tamanho de grão
 d_o : tamanho de grão inicial
 DS: abrev. da referência DUTTA E SELLARS (1987)
 Dp : diâmetro do pescoço dos cilindros
 d_{ppt_γ} : tamanho médio dos precipitados na austenita
 $d_{ppt_{IF}}$: tamanho médio dos precipitados na interfase γ/α
 EFE: energia de falha de empilhamento da liga
 EDS: espectrometria de dispersão de energia
 f_v : fração volumétrica de precipitados
 FP: ferrita poligonal
 FAL: ferrita alotriomorfa
 FAC: ferrita acicular
 FW: ferrita de widmstätten
 F_{rod} : força de laminação
 h_m : altura média efetiva da peça
 f : fator de correção do coeficiente de atrito
 f_γ : fração volumétrica precipitada na austenita
 f_{IF} : fração volumétrica precipitada na interfase γ/α
 H_i : altura do retângulo equivalente na entrada do passe
 H_p : altura do retângulo equivalente na saída do passe
 k_s : produto de solubilidade
 L (ou L_D): arco de contato entre a peça e o cilindro
 L_{max} : distância máxima da área de contato projetada na direção de laminação
 MFS: mean flow stress (inglês)
 $[ML]_{ppt}$: quantidade precipitada do elemento microligante (% em peso)
 M: massa molar
 m : fator multiplicador entre quantidade precipitada do elemento e fração volumétrica
 M_s : temperatura de início de transformação de fase da martensita na têmpera
 M_f : temperatura de fim de transformação de fase da martensita na têmpera

M: martensita
 MET: microscópio eletrônico de transmissão
 MEV: microscópio eletrônico de varredura
 Mt : torque total de laminação
 Mw : Torque de deformação
 Ma : torque de atrito
 Mv : torque em vazio
 Md : torque dinâmico
 N: rotação do cilindro de laminação em RPM
 Nb_{eff} : teor de Nb efetivo
 N: número de Avogadro ($6,023 \times 10^{23} \text{ mol}^{-1}$)
 Nt : potência total de laminação.
 PPT: diagrama precipitação-tempo-temperatura
 P: perlita
 Q_{def} : energia de ativação para deformação
 Q_{dif} : energia de ativação para difusão
 R: constante universal dos gases ($8,314 \text{ J/mol K}$)
 Rt : rendimento da transmissão mecânica
 R_{eff} : raio efetivo do cilindro
 R_i : raio interno do cilindro
 R_{max} : raio máximo do cilindro
 RE: recristalização estática
 RMD: recristalização metadinâmica
 RD: recristalização dinâmica
 S: luz de laminação
 TFM: tensão de fluxo média
 TRC: transformação no resfriamento contínuo
 TR: taxa de resfriamento
 $t_{0,05p}$: tempo de início de precipitação induzida por deformação
 t_c : tempo de contato da barra com o cilindro durante a deformação
 T_{nr} : temperatura de não recristalização
 T_{aust} : temperatura de austenitização
 TGA: tamanho de grão austenítico
 TGF: tamanho de grão ferrítico
 t_{ep} : tempo entre passes
 TR: temperatura de reaquecimento
 X_{din} : fração amaciada por recristalização dinâmica
 X_{RE} : fração recristalizada estaticamente
 X_{RMD} : fração recristalizada metadinamicamente
 w : soma do teor total dos elementos microligantes em percentual do peso
 w_i : largura máxima da barra na entrada do passe
 w_p : largura máxima da barra na saída do passe
 Z: parâmetro de Zener-Hollomon
 $\Delta\sigma_{ppt_\gamma}$: aumento de resistência por precipitados formados na austenita
 $\Delta\sigma_{ppt_{IF}}$: aumento de resistência por precipitados formados na interfase γ/α
 $\Delta\sigma_{ss}$: aumento de resistência por solução sólida
 $\Delta\sigma_m$: aumento de resistência pela composição da microestrutura

$\Delta\sigma_g$: aumento de resistência por refino de grão
 $\Delta\sigma_p$: aumento de resistência por precipitação
 ε : deformação verdadeira
 ε_w : deformação verdadeira na direção da largura da barra
 ε_H : deformação verdadeira na direção da espessura da barra
 ε_L : deformação verdadeira na direção do comprimento da barra
 $\bar{\varepsilon}_p$: deformação média equivalente no passe
 $\dot{\varepsilon}_p$: taxa de deformação no passe
 ε_a : deformação acumulada
 ε_T : deformação localizada entre a deformação de pico a de início do estado estacionário
 ε_p : deformação de pico
 ε_c : deformação crítica para início de recristalização dinâmica
 $\varepsilon_{0,5}$: deformação para que ocorra 50 % de recristalização dinâmica
 $d\varepsilon/dt$: taxa de deformação no passe
 μ : coeficiente de atrito
 μM : coeficiente de atrito nos mancais de rolamento
 σ_o : resistência da estrutura cristalina da ferrita
 v : taxa de resfriamento

Resumo

A proposta dessa tese foi estudar a laminação de produtos longos microligados. Três composições químicas foram utilizadas: uma liga CMn de referência, uma liga microligada ao V, tradicionalmente usada na fabricação de produtos longos, e uma liga VNb onde o Nb substituiu parcialmente o V da liga tradicional. As principais questões da tese são: a) como a adição de Nb à liga tradicional de V influenciará o produto laminado em termos de microestrutura e propriedades mecânicas? b) como essa adição afetaria o processo de deformação a quente em termos de mecanismos de amaciamento, resistência média de deformação e cinética de transformação de fases? c) seria interessante laminar liga VNb frente a liga V tradicional, desde o ponto de vista de custo, desempenho operacional e outros fatores de importância numa linha industrial? O procedimento adotado na tese na tentativa de responder as perguntas acima foi o de se fazer uma aproximação da linha de laminação via ensaios mecânicos e modelagem matemática, antes da execução industrial. Inicialmente, foram executados ensaios de dilatométrica com o objetivo de se verificar as possíveis influências do Nb na temperabilidade da liga VNb em relação à liga V, e para obter curvas TRC tradicionais. Em seguida, foram realizados ensaios de torção a quente com o objetivo de se avaliar os mecanismos de amaciamento durante o processamento a quente e também poder avaliar a resistência média em cada passe. Por último, foi elaborado um modelo matemático de evolução da microestrutura durante a deformação, capaz de prever a microestrutura e as propriedades mecânicas à temperatura ambiente. Com os dados fornecidos por esses experimentos iniciais em adição à modelagem de evolução da microestrutura, foram planejadas e executadas corridas industriais. Os resultados indicaram que ocorreu pleno amaciamento entre passes na maior parte do processo, causado por recristalização estática e/ou metadinâmica. O modelo matemático indicou que haveria possibilidade de precipitação de VN e NbCN induzida por deformação principalmente nos últimos passes de laminação. Além disso, ainda segundo o modelo, uma quantidade considerável de microligantes poderia chegar até a transformação de fases com potencial de precipitação na fase ferrítica. No contexto geral, a adição de Nb melhorou a homogeneidade da microestrutura e aumentou a temperabilidade da liga.

Abstract

The goal of this thesis is to study hot rolling of microalloyed long products. Three chemical compositions were used for this purpose: a CMn alloy, used as a reference alloy, a V microalloyed alloy, traditionally used in the rolling of longs and a NbV alloy where Nb partially substituted V in this traditional alloy for. The main hypotheses concerning this thesis are: a) how Nb added to the traditional V microalloyed alloy will influence the product in terms of hot rolled microstructures and mechanical properties? b) How would this same Nb affect the process of hot deformation in terms of softening mechanisms, mean flow stresses and phase transformation kinetics? c) Would it be interesting to roll this proposed NbV alloy considering the traditional V alloy used from the viewpoint of cost, operational performance and other industry factors still to be assessed during this work? The procedure adopted here, to answer these questions was to approximate from the real industry line via first mechanical testing in the lab and then mathematical modelling. Industry trials are expensive and, as an experimental method, prone to inherent imprecisions. Hence, dilatometry and torsion experiments were performed first, in preparation for industry trials. Dilatometry was initially performed to verify possible influences of Nb on hardenability when compared to the traditional V alloy and to obtain CCT curves. Torsion experiments were then performed to obtain information on softening mechanisms and mean flow stresses. Finally, a mathematical model was developed to predict microstructural evolution and mechanical properties. Industry trials were then designed and run. Results indicated that full softening occurred between most passes, caused by static and/or metadynamic recrystallization. The model indicated possible precipitation of strain induced VN and NbCN in the last rolling passes. The model also indicated possibility that a considerable amount of microalloying elements could be in solid solution during transformation and potentially be used to increase strength via precipitation in ferrite. In general, Nb improved homogeneity of microstructure and increased hardenability of the alloy.

1 Introdução

Com o aumento da segurança dos carros, da economia de combustível e dos padrões de desempenho, aumenta-se também a necessidade de novos aços com propriedades melhoradas para atender as características do produto final. Atualmente a indústria siderúrgica mundial tem atendido a essa demanda por meio de desenvolvimento de novas classes de Aços Avançados de Alta Resistência, ou em inglês *Advanced High-Strength Steels* (AHSS), uma nova geração de classes de aços que fornecem alta resistência mecânica e tenacidade, mantendo a alta conformabilidade necessária para fabricação. As ligas utilizadas possuem composições químicas cuidadosamente selecionadas e microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento bem controlados. A melhoria dos processos de fabricação têm sido, em muitos casos, o principal fator para a implementação dessas tecnologias.

O aço carbono convencional possui uma microestrutura ferrítica relativamente simples; normalmente tem baixo teor de carbono e uma quantidade mínima de elementos de liga. Esse tipo de aço tem boa conformabilidade e é reconhecido especialmente por sua ductilidade. O aço carbono, amplamente produzido e utilizado, geralmente serve como base para comparação de outros materiais. Aços convencionais de baixa a alta resistência incluem IF (*Interstitial Free*), BH (*Bake Hardening*), e HSLA (*High-Strength Low Alloy*). Estes aços geralmente têm limite de escoamento abaixo de 550 MPa e ductilidade que diminui com o aumento da resistência. Os aços AHSS se diferem, pois são projetados para aumentar a resistência sem perdas consideráveis na ductilidade. São comumente classificados nesse grupo os aços com limite de escoamento acima de 550 MPa e limite de resistências superior a 780 MPa (WorldAutoSteel, 2011).

A visão presente da indústria em sinergia com a comunidade científica é de continuar a expandir o amplo espectro de aços de alta resistência. Uma área de particular interesse é a “terceira geração de aços”, que buscar aumentar concomitantemente resistência e alongamento equilibrado (global e local), e dessa forma reduzir o gap de propriedades

que existe entre os aços atuais e os aços austeníticos. Alguns materiais em desenvolvimento incluem nano-aços que utilizam partículas em nanoescala finamente dispersas, para proporcionar um excelente alongamento total e local (WORLDAUTOSTEEL, 2013). As principais iniciativas desse desenvolvimento de AHSS em longos envolvem estudos em aços com fases complexas, em inglês Complex Phase (CP). A Figura 1.1 apresenta um quadro esquemático de Resistência vs Alongamento, posicionando as principais categorias de aços convencionais e AHSS.

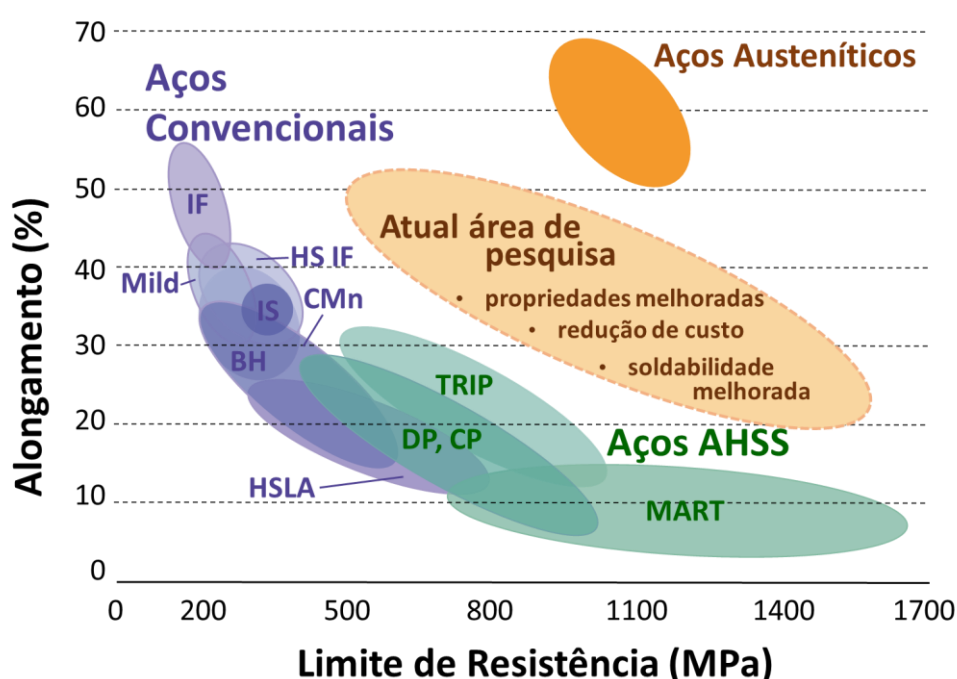


Figura 1.1 Quadro esquemático de Resistência vs Alongamento, posicionando as principais categorias de aços convencionais e AHSS. (WORLDAUTOSTEEL, 2013).

O uso de aço microligado possibilita reduzir a quantidade de material utilizado e os custos de construção e manufatura em muitas aplicações de engenharia [(AMTEL, et al., 2010), (JANSTO, 2010), (MORRISON, 2010)]. Nesses materiais a formação de nano precipitados têm papel importante no controle da microestrutura e na melhoria da qualidade do material. Algumas aplicações, além da resistência mecânica, demandam uma série de propriedades dos materiais que são essenciais à realização de um projeto bem sucedido, tais como, tenacidade, ductilidade, soldabilidade, resistência à fluência, resistência à fratura, resistência à fadiga e resistência sísmica.

O segmento de aço carbono estrutural é o maior segmento de aço no mundo e representa mais de 60 % da produção de aço bruto. Atualmente, cerca de 10 % das chapas e produtos longos estruturais contém Nb em sua composição (JANSTO, 2010). A Figura 1.2 mostra distribuição da produção mundial de aços estruturais por segmento ao fim da primeira década do século XXI. O maior volume de aço nesse segmento é proveniente de vergalhões (35 %) seguido de fios-máquina (24 %) e de barras (23 %). Perfis e chapas estruturais juntos representam um volume de 18 %.

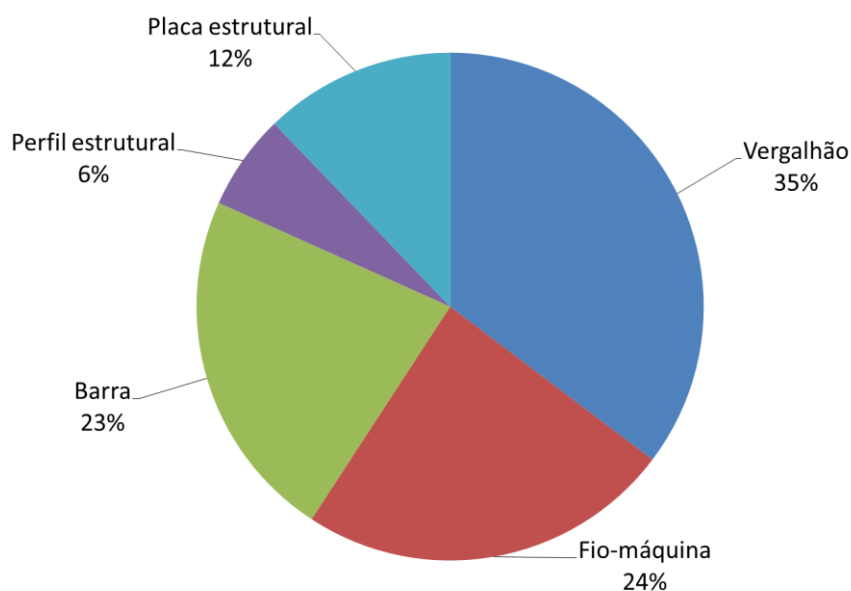


Figura 1.2 Distribuição da produção de aços estruturais por segmento (JANSTO, 2010).

Aços microligados com Nb, V ou uma combinação de Nb e V vêm sendo utilizados em produtos longos de propriedades mecânicas melhoradas, e empregados em, por exemplo, componentes de suspensão automotiva, peças forjadas para transmissão de energia, trilhos de alto carbono, suportes de torres eólicas, vergalhões sísmicos, dentre outras aplicações.

O sucesso na fabricação de produtos de alto valor agregado requer um controle rigoroso nos procedimentos de refino, lingotamento contínuo e laminação, o que permite obter propriedades mecânicas melhoradas no produto final. A garantia da qualidade nesses produtos pode ser obtida através de uma série de práticas operacionais e metalúrgicas

que no passado eram consideradas desnecessárias na produção de produtos longos estruturais. No entanto, a futura geração de produtos longos exigirá mudanças nas práticas operacionais semelhantes ao desenvolvimento ocorrido no segmento de produtos planos (MORRISON, 2010).

O uso de elementos microligantes combinados a processos com controle termomecânico têm sido tradicionalmente praticados na laminação de planos. O emprego dessas alternativas em produtos longos tem crescido gradativamente ano após ano, principalmente na laminação a quente de barra e fio-máquina de médio e alto teor de carbono e aços ligados para engenharia (SPEER, et al., 2006). Este trabalho buscou avaliar o comportamento metalúrgico de aços microligados quando submetidos às condições termomecânicas específicas da laminação de fio-máquina, de barra, e de vergalhão.

Quanto à tese, as hipóteses inicialmente formuladas e para as quais buscaremos respostas ao longo de todo o trabalho, essas foram as seguintes: a) Como a adição de Nb à uma liga tradicional de V influencia o produto laminado em termos de microestrutura e propriedades mecânicas? b) Como essa adição afetaria o processo de deformação a quente em termos de mecanismos de amaciamento, resistência média de deformação e cinética de transformação de fases? c) Seria interessante laminar liga NbV frente a liga V tradicional, desde o ponto de vista de custo, desempenho operacional e outros fatores de importância numa linha industrial? Na busca dessas respostas, espera-se gerar conhecimento que nos leve a descobrir coisas novas, otimizar condições de processo e produzir produto que seja competitivo tanto do ponto de vista de custo da liga e com propriedades mecânicas diferenciadas.

2 Objetivos

Neste trabalho foram estudados os recentes desenvolvimentos de aços microligados de alta resistência e alta ductilidade aplicados ao segmento de produtos longos, com intuito de desenvolver uma nova liga que atenda às especificações de normas nacionais e internacionais de produtos longos. O desenvolvimento do produto depende da escolha correta da liga e de uma adequada definição do ciclo termomecânico aplicado na laminação a quente, sendo este o objetivo geral da pesquisa.

Os objetivos específicos do projeto estão listados a seguir:

1. Construir um modelo matemático através de seleção e ajuste de equações que descrevam os diversos fenômenos metalúrgicos envolvidos. O modelo deve prever a evolução da microestrutura no curso da laminação, levando em consideração as cinéticas de precipitação, de recristalização e de crescimento de grão. O modelo deve também estimar forças e potências de laminação e prever propriedades mecânicas de ligas de aço microligado;
2. Validar modelo matemático utilizando simulação física por torção a quente. Os ciclos termomecânicos devem ser simplificados considerando-se as limitações de equipamentos de teste para reproduzir algumas deformações, taxas de deformação e de resfriamento aplicadas em escala industrial;
3. Realizar ensaios de dilatométrica para diferentes tamanhos iniciais de grãos austeníticos para verificar a influência do tamanho de grão, da adição de Nb e da taxa de resfriamento na microestrutura final do aço.
4. Utilizar recursos de microscopias ótica e eletrônica para caracterização adequada das fases e constituintes presentes no material, assim como identificar presença de precipitados;
5. Usando o conhecimento gerado acima, fabricar liga industrial e laminar nas condições próximas das ideais e indicadas no modelo matemático e nos experimentos de torção a quente. Realizar caracterização física e da microestrutura do produto laminado e comparar com os resultados previstos pelo modelo.

3 Revisão bibliográfica

O presente trabalho foi conduzido utilizando duas principais vertentes: a primeira foi a realização de corridas industriais e a segunda a modelagem matemática. No caso da primeira, é preciso descrever o processo industrial em termos de suas variáveis termomecânicas. Portanto, o modo como obter essas variáveis, principalmente a deformação e a taxa de deformação, será revisado.

No caso da modelagem matemática, foram abordadas na revisão as principais questões quais sejam a previsão de precipitação durante o processo, a questão de possibilidade de ocorrência ou não de recristalização dinâmica no acabamento, e por último a possibilidade de precipitação durante a transformação de fases. Logo, esta revisão foi conduzida abordando os seguintes itens:

1. Variáveis termomecânicas do processo industrial:
 - Deformação;
 - Taxa de deformação.
2. Modelagem matemática na laminação de longos:
 - Modelos matemáticos: histórico e estado atual;
 - Cálculo dos elementos microligantes em solução sólida, de fração volumétrica precipitada e da quantidade de microligantes remanescentes na austenita;
 - Cinética de precipitação de carbonitretos;
 - Recristalização dinâmica na laminação de longos.

3.1 Variáveis termomecânicas do processo industrial

As variáveis termomecânicas importantes são a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo entre passes. A temperatura e o tempo entre passes são variáveis medidas diretamente no processo. A deformação e a taxa de deformação são calculadas a partir da geometria dos passes. Como a taxa de deformação decorre, obviamente, do valor da deformação, a variável a ser abordada nesta revisão é a deformação. Há aqui questões importantes a serem revisadas, como por exemplo:

- Como essas deformações são calculadas?
- Como se consideram as heterogeneidades de deformação e deformação redundante, se é que são consideradas?

3.1.1 Cálculo da deformação verdadeira nos passes de laminação

O método aqui descrito é o do cálculo da deformação utilizando retângulos equivalentes conforme detalhado na referência de LEE et al. (1999). A primeira etapa para se calcular a deformação verdadeira num determinado passe trata-se de converter as formas de entrada e de saída do passe em retângulos equivalentes entrando e saindo nesse mesmo passe. Tome-se, por exemplo, a sequência redondo para oval mostrada na Figura 3.1, amplamente utilizada na laminação de fio-máquina:

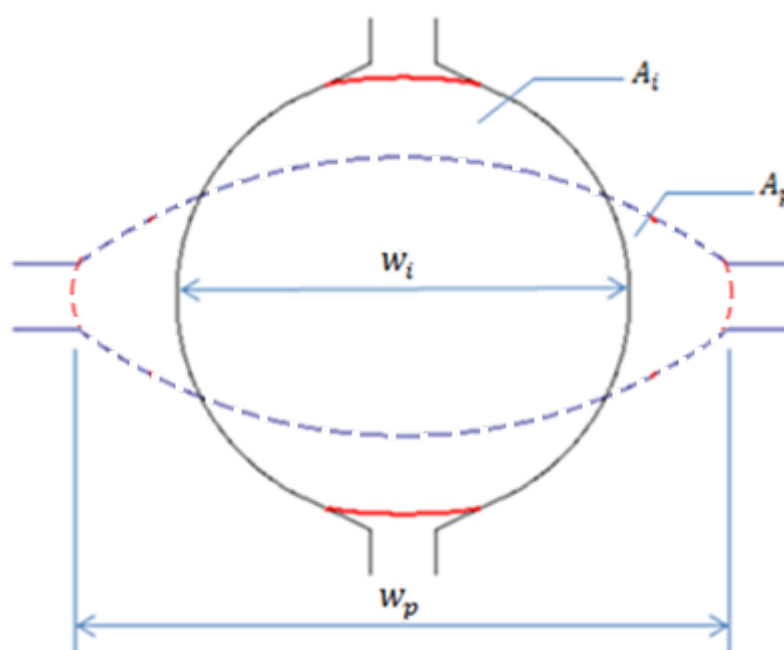


Figura 3.1 Representação de sequência de passe redondo para oval, onde w_i e w_p são as larguras máximas de entrada e saída no passe e A_i e A_p são as áreas das seções transversais na entrada e saída do passe, respectivamente.

Neste método obtêm-se retângulos de áreas equivalentes às áreas de entrada e de saída da peça sendo laminada. Assim, a área de entrada de um redondo, A_i , como mostrado na Figura 3.1, deve ser equivalente, para fins de cálculo de deformações, à área de um

retângulo de lados w_i e H_i , largura e altura, respectivamente. Isto é, $A_i = w_i H_i$. Da mesma forma, à saída do canal do passe, a área A_p deverá ser tal que $A_p = w_p H_p$.

No caso da sequência redondo-oval, a área de entrada é conhecida, ou seja, $A_i = (\pi/4)d_i^2$, onde d_i é o diâmetro da barra na entrada do canal. A largura w_i , por definição sendo sempre a dimensão perpendicular à direção de compressão, será neste caso igual a d_i . Logo, o valor de H_i será:

$$H_i = \frac{(\pi/4)d_i^2}{d_i} = (\pi/4)d_i \quad \text{Equação 3.1}$$

À saída, a largura da peça é w_p , que deve ser medida diretamente no canal do passe, ou seja, é a largura real da peça. A área A_p deve ser conhecida de tal modo que:

$$H_p = \frac{A_p}{w_p} \quad \text{Equação 3.2}$$

Dessa forma, as deformações verdadeiras nas direções da largura (w), da espessura (H) e do comprimento (L) são conhecidas, isto é:

$$\varepsilon_w = \ln(w_i/w_p), \varepsilon_H = \ln(H_i/H_p) \text{ e } \varepsilon_L = -(\varepsilon_w + \varepsilon_H) \quad \text{Equação 3.3}$$

Esta última relação obtida da conservação de volume: $\varepsilon_L + \varepsilon_w + \varepsilon_H = 0$.

A deformação utilizada nos cálculos a serem realizados neste trabalho é a deformação equivalente segundo critério de von Mises, ou seja:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2]^{1/2} \quad \text{Equação 3.4}$$

Tomando $\varepsilon_1 = \varepsilon_w$, $\varepsilon_2 = \varepsilon_H$ e $\varepsilon_3 = \varepsilon_L$, pode-se demonstrar que a deformação equivalente no passe é dada por [(LEE, 1999) e Anexo 1]:

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{\sqrt{2}}{3} \left\{ \left[\ln \left(\frac{w_i}{w_p} \right) \right]^2 + \left[\ln \left(\frac{H_i}{H_p} \right) \right]^2 + \left[\ln \left(\frac{w_i}{w_p} \right) \ln \left(\frac{H_i}{H_p} \right) \right] \right\}^{1/2} \quad \text{Equação 3.5}$$

Ou seja

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{\sqrt{2}}{3} [\varepsilon_w^2 + \varepsilon_H^2 + \varepsilon_w \varepsilon_H]^{1/2} \quad \text{Equação 3.6}$$

3.1.2 Cálculo da taxa de deformação

A taxa de deformação é definida como $\dot{\varepsilon}_p = \bar{\varepsilon}_p / t_c$, onde t_c é o tempo de contato do material com o cilindro. Dado um passe onde se reduz a espessura de um retângulo equivalente de H_i para H_p em uma cadeira de laminação com cilindros com diâmetro de trabalho D_w , girando à velocidade de N (em RPM), tem-se que:

$$t_c = \frac{L_D}{v_t} = \frac{\sqrt{(D_w/2)(H_i - H_p)}}{(\pi D_w N)/60} \quad \text{Equação 3.7}$$

Sendo L_D o arco de contato do material com o cilindro e $D_w = D_n + S + H_p$, onde D_n é o diâmetro nominal do passe e S a luz de laminação. Logo:

$$\dot{\varepsilon}_p = \left[\frac{(\pi D_w N)/60}{\sqrt{(D_w/2)(H_i - H_p)}} \right] \bar{\varepsilon}_p \quad \text{Equação 3.8}$$

3.2 Modelagem matemática na laminação de longos

Os modelos matemáticos de evolução microestrutural são de interesse porque a aplicação desses modelos permite uma otimização do processo termomecânico e projetar uma sequência de passes de tal modo a se obter uma boa combinação de propriedades mecânicas nos produtos conformados a quente. O desenvolvimento de modelos com fundamentação física requer o ajuste de parâmetros desconhecidos de difícil determinação, tais como difusibilidade, energia livre, etc, o que torna a aplicação desses modelos mais distante da realidade industrial (PEREDA, et al., 2008). Como consequência, modelos empíricos e semi-empíricos se tornam uma melhor alternativa para o entendimento e melhoria dos processos industriais.

Os modelos, de um modo geral, se fundamentam nas possibilidades de ocorrências de mudanças microestruturais potenciais, abaixo listadas:

- a) Quantidade de microligantes dissolvidos na matriz antes do processo de laminação;
- b) Condições cinéticas para ocorrência de precipitação, recristalização estática, dinâmica e metadinâmica e nucleação e crescimento de grão;
- c) Deformação acumulada entre passes, se houver;
- d) Tamanho de grão ferrítico, conhecidas as condições existentes na transformação de fases, essencialmente tamanho de grão austenítico, deformação acumulada até a transformação e taxa média de resfriamento na transformação.

No que se segue, algumas etapas do processo de modelamento serão revisadas. Primeiro, o cálculo da quantidade de Nb e de V presentes no equilíbrio em solução sólida será apresentado. Em seguida, os vários métodos de modelamento matemático da evolução microestrutural usados até o momento, utilizando valores de grão médio ou distribuição de tamanho de grão, serão apresentados e discutidos.

Esse capítulo será encerrado apresentando como conclusão a seleção do tipo de modelo que será usado na presente tese. A seguir, uma revisão será realizada sobre os seguintes tópicos:

- Modelos matemáticos para a evolução microestrutural: histórico e estado atual;
- Cálculo dos elementos microligantes em solução sólida e fração volumétrica precipitada e microligantes remanescentes na austenita antes da transformação de fases;
- Cinética de precipitação de carbonitretos;
- Recristalização dinâmica na laminação de longos.

3.2.1 Modelos matemáticos: histórico e estado atual

Os modelos matemáticos utilizados atualmente nos processos de laminação a quente são de interesse porque permitem prever a evolução da microestrutura austenítica, o tamanho de grão ferrítico e as propriedades mecânicas em aços CMn e microligados, mesmo sem a realização de ensaios mecânicos ou de experimentos industriais. Os principais modelos utilizados, de maneira geral, usam uma lógica proposta inicialmente por SELLARS e WHITEMAN (1976). Estes autores propuseram o uso de equações simples para descrever cinéticas de recristalização e de crescimento de grão em processos de laminação a quente. As equações foram então agrupadas em uma sequência metalúrgica lógica, sendo o modelo resultante capaz de prever a evolução microestrutural em função de parâmetros termomecânicos de processo. Em trabalho posterior, BEYNON e SELLARS (1992) implementaram no modelo uma “lei de misturas”, no que diz respeito a um tamanho de grão médio, sendo este um importante conceito adotado em outras publicações, como será visto mais à frente. A necessidade de se usar um conceito de um grão médio apareceu em função de que, em algumas circunstâncias, a microestrutura se encontrava parcialmente recristalizada. Neste caso, um tamanho de grão médio era calculado em função do tamanho de grão recristalizado saindo de determinado passe e de um tamanho de grão não recristalizado que tinha o mesmo tamanho do grão que havia entrado neste mesmo passe, sendo o fator de ponderação a fração recristalizada.

Como se vê então, no final da década de 80, já haviam equações propostas e testadas para se descrever cinéticas de recristalização estática e de crescimento de grão. Ainda

não haviam, porém, equações para se descrever cinética de recristalização metadinâmica. No caso desta cinética, considerava-se que, uma vez que uma deformação crítica para início de recristalização dinâmica fosse atingida no passe, recristalização metadinâmica ocorreria quase instantaneamente no período entre passes, levando à ocorrência de 100 % de recristalização, quase que imediatamente no período entre passes.

Outra contribuição importante do final da década de 80 foi a proposta de DUTTA e SELLARS (1987), DS para simplificar, descrevendo a cinética de precipitação de carbonitretos de Nb na austenita supersaturada. A ideia básica do modelo de DS seguia a mesma linha de raciocínio usada para se descrever a cinética de recristalização estática, isto é, um tempo para 5 % de precipitação poderia ser calculado em função das principais variáveis termomecânicas, nominalmente: temperatura (solubilização e laminação), deformação equivalente, taxa de deformação no passe, tamanho de grão entrando no passe e de uma relação de saturação.

De posse de equações cinéticas apropriadas, simples, definidas em função de parâmetros termomecânicos, HODGSON e GIBBS (1992) aplicaram esse conjunto de equações a processos de laminação a quente de placas, tiras e de barras de aços tanto CMn quanto microligados. As novidades aqui são de duas naturezas: em primeiro lugar os autores propuseram ligeiras modificações às equações de SELLARS e WHITEMAN (1976), notadamente nas de cinética de crescimento de grão. Em segundo lugar, os autores inovaram ao utilizarem planilhas eletrônicas Excel para executarem os cálculos de evolução da microestrutura na laminação. Os resultados das simulações foram validados comparando tamanhos de grão ferrítico previstos com valores medidos nos produtos laminados sendo que o desempenho dos modelos era bastante razoável.

Ainda neste trabalho, as tabelas apresentadas com os resultados das simulações mostravam, claramente e pela primeira vez, os locais na sequência de passes de laminação em que estaria ocorrendo recristalização metadinâmica e também em que partes poderiam estar ocorrendo precipitação. Entretanto, parece que o modo com que as equações foram usadas na planilha eletrônica poderia ser aperfeiçoado. Isto porque,

aparentemente, os autores não consideraram o resfriamento entre passes. Assim, os cálculos eram realizados usando uma temperatura constante entre passes o que, embora não tenha sido refletido no resultado final em termos de discrepâncias nas previsões de tamanho de grão ferrítico com os valores medidos, não seria o mais próximo da situação real na laminação. Outra questão, que permanece até hoje como uma limitação desses modelos, é que as equações cinéticas são em geral obtidas a partir de ensaios de laboratório realizados a taxas de deformação baixas quando comparadas às encontradas nas laminações industriais, notadamente nos passes finais das laminações de tiras a quente e de fio-máquina. Essa limitação, porém, permanece, como mencionado, até hoje visto não haver ainda testes mecânicos que consigam alcançar taxas de deformações industriais. Entretanto, a ideia de se usar planilhas eletrônicas para modelagem de evolução da microestrutura na laminação era muito interessante e foi um pouco mais tarde utilizada na laminação de fio-máquina.

Em 1996, MACCAGNO et al. (1996) também modelaram a evolução do tamanho de grão austenítico e ferrítico através de planilha Excel, neste caso aplicando o modelo à laminação de fio-máquina de aços CMn. O modelo mostrava que a recristalização metadinâmica era o mecanismo que dominava a cinética de recristalização neste tipo de laminação. O propósito da pesquisa realizada pelos autores era o de usar o modelo no exame de possíveis estratégias de laminação objetivando o maior refino possível do tamanho de grão austenítico ao final do processo. Constatou-se que pouco benefício seria potencialmente obtido através da alteração das taxas de deformações, já bastante elevadas nos passes finais. Entretanto, maiores benefícios poderiam ser obtidos de acréscimos nas taxas de resfriamento durante a transformação de fases ou em se decrescer as temperaturas de deformação no processo. Essas conclusões serão de valia a esta tese e serão utilizadas nos experimentos a serem descritos mais à frente.

Outra contribuição interessante deste trabalho diz respeito à forma da equação para crescimento de grão, originalmente com um expoente 7 para o tamanho de grão, uma versão clássica proposta anteriormente por SELLARS e WHITEMAN (1976) e, mais tarde modificada, por HODGSON e GIBBS (1992). MACCAGNO et al. (1996) perceberam que uma função que dependesse de um termo do tamanho de grão elevada à

potência de 7 levava a valores irrealistas de crescimento de grão para períodos curtos. E este aspecto era importante no caso de fios-máquina porque há vários passes em que os tempos entre deformações são menores que 1 s. Dessa forma, os autores propuseram equações para crescimento de grão com uma dependência do tamanho de grão elevado ao quadrado e não a uma potência de 7, para tempos menores que 1 s, contornando de forma bastante pragmática o problema do crescimento excessivo de grão no primeiro segundo do tempo entre passes, como previa a equação original.

Há, porém, dois aspectos que devem ser mencionados e que são importantes no contexto da presente tese: o primeiro diz respeito ao fato de que o aço utilizado nas simulações ter sido o CMn. Portanto, não houve nenhuma simulação usando aços microligados e que serão objeto desta tese. Segundo, como os próprios autores mencionaram em sua publicação, as equações de cinética de recristalização e de crescimento de grão *“foram obtidas sob condições isotérmicas, enquanto que a temperatura durante a laminação mudava continuamente sendo que isto poderia ter sido levado em conta adotando-se um conceito como o “tempo-compensado por temperatura” ou uma “regra de aditividade”*. Entretanto, os autores julgaram que como os tempos entre passes eram muito curtos no processo de laminação de fio-máquina, bastava computar as cinéticas usando uma única temperatura entre passes, aquela correspondendo a uma média simples entre as temperaturas do passe anterior e a do passe subsequente.

No mesmo ano de 1996, SICILIANO et al. (1996) fizeram cálculos da tensão de fluxo média, termo esse com sigla TFM em Português e com sigla em Inglês, MFS, da expressão *Mean Flow Stress*, para cada cadeira de laminação, a partir de dados de laminações industriais ou *mill logs*. Esses dados experimentais de TFM foram então comparados com valores previstos calculados usando uma equação modificada de MISAKA (1967) na qual a deformação acumulada passe a passe e as cinéticas de recristalização tanto estática quanto dinâmica poderiam ser levadas em conta. Comparações entre os valores medidos e calculados eram bastante razoáveis. Porém, o mais importante resultado deste trabalho era o de mostrar que analisando a forma de uma curva TFM versus $1/T$, o inverso da temperatura absoluta do passe, era possível se

diagnosticar quando havia ocorrido recristalização metadinâmica no passe anterior. Isto porque, quando esse tipo de recristalização ocorria num dado passe, o valor de TFM caía no passe seguinte, mesmo sendo a temperatura do passe seguinte menor que a do passe anterior. Dessa forma, a análise da curva TFM versus $1/T$ poderia produzir informações importantes quanto aos processos de recristalização ocorrendo durante a laminação.

O trabalho acima descrito tratava de aços CMn. Usando a mesma linha de raciocínio, um trabalho similar foi publicado em 1996 (MINAMI, et al., 1996) para aços microligados ao Nb. O mesmo método de cálculo de TFM foi utilizado a partir de registros de cargas obtidos de laminadores industriais. Os cálculos de valores de TFM, como no caso do relatado para aços CMn, foram realizados usando um modelo de MISAKA (1967) modificado para considerar ocorrências de recristalização estática, dinâmica e metadinâmica em aços microligados ao Nb. Neste trabalho, entretanto, não se fazia menção a interações entre recristalização e precipitação de carbonitretos de Nb, fato importante no caso da laminação de aços microligados ao Nb. Quatro anos mais tarde, numa publicação em 2000, os autores voltaram a considerar o uso de análises de curvas TFM versus $1/T$ para diagnosticar mudanças no comportamento de recristalização durante laminação de tiras a quente (SICILIANO, et al., 2000). Desta vez, os autores usaram um modelo de DS modificado para se prever cinética de precipitação. Foi então possível fazer comparações com curvas de início de precipitação, corrigidas usando-se uma regra de aditividade, com a curva de resfriamento do laminador e daí poder determinar se haveria possibilidade de ocorrência de precipitação durante o acabamento de tiras a quente. Uma revisão dessas contribuições foi publicada no mesmo ano por JONAS (2000) onde se concluiu que as cinéticas de mecanismos de amaciamento como a recristalização estática, dinâmica e metadinâmica bem como a interação dessas cinéticas com a cinética de precipitação poderiam todas serem deduzidas diretamente de registros de cargas de laminação de um laminador de tiras a quente, tornando o laminador em si uma importante “*ferramenta experimental*” para acompanhamento de mudanças microestruturais.

As variáveis termomecânicas consideradas em todos os modelos revisados até aqui são, pela ordem de importância, a temperatura, a deformação e a taxa de deformação num passe, a condição da microestrutura entrando num passe e, finalmente, o tempo entre passes. A temperatura é obtida via medições diretas nas linhas de laminação ou como saídas, *outputs*, de modelo matemáticos constantemente aferidos por medidas nas linhas de laminação. A deformação é calculada a partir das dimensões de entrada e de saída no passe de laminação. Isto é simples no caso de laminação de planos, onde, na maior parte das vezes apenas a variação de espessuras é considerada no cálculo da deformação equivalente. Mesmo assim, SICILIANO et al. (1996) foram mais rigorosos e consideraram também a deformação redundante ocorrendo mesmo no caso da laminação de planos desde o primeiro trabalho que publicaram na literatura. No caso de longos, por outro lado, a deformação redundante e a heterogeneidade de deformação na secção transversal são, sem dúvidas, fatores mais relevantes que na laminação de planos. Então, para que se pudesse modelar qualquer processo de laminação de longos, seria primeiro necessário definir uma metodologia de cálculo das deformações em cada passe. A primeira opção seria calcular essa deformação em função das áreas de entrada e de saída das secções transversais entrando e saindo num passe. Outro método seria calcular a deformação num passe utilizando um método de retângulos equivalentes considerando no cálculo da deformação apenas as espessuras de entrada e de saída desses retângulos equivalentes, como provavelmente o fizeram HODGSON e GIBBS (1992) e MACCAGNO et al. (1996). Daí a importância do método de cálculo da deformação equivalente em passes de longos proposta por LEE (1999). Neste artigo, o autor propõe um método, baseado na teoria elementar da plasticidade e na aproximação por retângulo equivalente, para se calcular uma deformação equivalente média num passe, através de uma equação simples. No cálculo dessa deformação equivalente são usadas duas dimensões, altura e largura, de um retângulo equivalente que entra no passe e outras duas, altura e largura, de retângulo equivalente que sai do passe. Dessa forma, o comprimento de entrada e de saída do laminado podem ser calculados da conservação de volume. Com os valores de altura, largura e comprimento à entrada e à saída do passe de laminação foi possível calcular a deformação equivalente de von Mises num dado passe e este é o valor a ser considerado nas equações cinéticas usadas nos modelos de evolução de microestrutura. LEE ainda mostrou que o método proposto por ele

estava de acordo com outra proposta similar apresentada na literatura, validando seu método frente ao trabalho de KAWAI [(1985) apud (LEE, 1999)]. Mais importante, entretanto, foi demonstrar que o método de cálculo de deformação considerando apenas as variações de espessura subestimava significativamente o valor da deformação equivalente no passe, algo em torno de 0,1 de deformação equivalente a menos em uma média de 0,5 de deformação equivalente, isto é, 20 % menor.

O descrito acima mostra ser possível calcular deformações equivalentes médias para passes de longos de modo simples considerando as três dimensões; altura, largura e comprimento de um paralelepípedo equivalente à entrada e à saída de um passe. Entretanto, o autor não tinha ainda descrito como essa deformação equivalente média se relacionava com a deformação redundante e com a heterogeneidade de deformação na secção transversal de uma peça sendo laminada no processo de longos. Num trabalho posterior, LEE et al. (2001) rerepresentaram seu modelo analítico simples de cálculo tridimensional de deformação equivalente de von Mises. Neste trabalho, a deformação equivalente foi também analisada usando-se um modelo tridimensional via elementos finitos para se considerar a validade em se adotar o modelo analítico simples no cálculo das deformações equivalentes médias nos passes barras e de fios-máquina. A análise mostrou que o modelo analítico simplificado proposto em 1999, onde se considerava que o aço se deformava uniformemente em três dimensões, produzia deformações equivalentes médias por passe muito similares às deformações plásticas efetivas médias calculadas via elementos finitos. Como ressaltaram os autores, *“este resultado pode ser de importância no estudo da evolução da microestrutura de passe a passe e no cálculo do acréscimo de temperatura devido à deformação plástica no caso de laminação de fios-máquina, onde a deformação equivalente média se torna um fator crítico”*.

LEE et al. prosseguiram então e apresentaram em 2002 um modelo termomecânico integrado para laminação de barra e de fio-máquina (LEE, et al., 2002), isto é, cálculos da deformação, da taxa de deformação e da temperatura passe a passe conforme descrito em 2001, ou seja, um modelo mecânico de processo integrado a um modelo de evolução da microestrutura e um modelo metalúrgico. Este modelo integrado, mecânico-metalúrgico, foi utilizado para avaliar o potencial em se usar no processo de laminação

de fio-máquina ou de barra a tecnologia de laminação controlada, já bastante conhecida e aplicada a chapas grossas e tiras a quente desde a década de 70. A vantagem do modelo apresentado neste trabalho foi que os parâmetros mecânicos e metalúrgicos foram obtidos simultaneamente e com tempo computacional curto, comparado com demais modelos integrados. O modelo foi então empregado para se prever temperaturas e evolução de microestrutura da austenita *passo a passo*, usando no caso da evolução da microestrutura, equações utilizadas anteriormente para laminação de tiras a quente. Os resultados obtidos mostraram que o modelo consistia, segundo os autores, *“em ferramenta eficiente na avaliação de parâmetros relacionados ao processo e também na qualidade do produto e na obtenção de dimensões dentro das tolerâncias aceitáveis”*. Os resultados obtidos no caso da evolução do tamanho de grão austenítico apontaram, entretanto, algumas limitações que foram mencionadas pelos autores. Essas eram devidas ao fato de se ter aplicado à laminação de fio-máquina equações obtidas com tiras a quente, cujas taxas de deformação máximas são da ordem de 100 s^{-1} . No caso do fio-máquina, as taxas de deformações nos passes finais podem chegar a 3000 s^{-1} com tempos entre passes da ordem de 10 ms.

O relatado acima era “o estado da arte” em 2002 no assunto de modelos usando valores médios de temperatura, deformação e de taxa de deformação *passo a passo*. O que talvez pudesse ter sido acrescentado ao trabalho realizado por LEE et al. de 2001 seria, por exemplo, resultados com laminações de aços microligados. Além disso, amostras em pontos intermediários da linha de laminação poderiam ter sido retiradas e o modelo de evolução de tamanho de grão austenítico talvez pudesse ter sido também validado e não apenas o de tamanho de grão ferrítico final. Quanto à óbvia limitação de se fazer previsões de evolução de microestrutura em processos onde deformações são realizadas a altas taxas de deformação, usando equações obtidas a baixas taxas de deformação, essa limitação, até os dias de hoje, não foi superada.

Por outro lado e quase simultaneamente com os trabalhos de LEE et al. recém comentados, LIU e YANAGIMOTO (2002) também desenvolveram um modelo numérico integrado para evolução microestrutural de aços CMn. O modelo utilizou o método dos elementos finitos para fornecer uma visão tridimensional das

transformações metalúrgicas de barras e de perfis permitindo abordar questões importantes como as relacionadas à distribuição de deformações e de temperaturas nas seções transversais dos produtos laminados em cada passe. A validação do modelo foi realizada pela comparação com modelos empíricos de MACCAGNO (1996) e YADA (1993), e com resultados experimentais apresentados por HODGSON (1995). Apesar de ser um método bastante sofisticado em termos de detalhamento de informações, o tempo de processamento para cálculo da evolução microestrutural era comparativamente longo, o que tornara esse modelo inviável para eventuais aplicações em tempo real de processamento das laminações em linha industrial para previsão de microestrutura e propriedades mecânicas.

Em outro trabalho usando modelos integrados e calculando deformações médias equivalentes por passe, MANOHAR et al (2003) publicaram um artigo descrevendo “*explorações computacionais*” sobre a evolução da microestrutura na laminação de fio-máquina de aços CMn de médio teor de C, sendo esse fato, basicamente, a novidade do trabalho. Outra contribuição dos autores foi a de aplicar o modelo desenvolvido ao laminador de fio-máquina número 3 da Posco, sendo possível constatar que o tamanho de grão austenítico no final do processo antes do formador de espiras e o tamanho de grão ferrítico obtido após transformação de fases via modelamento se correlacionavam muito bem com os valores obtidos industrialmente. Os autores, tirando proveito da ferramenta de modelagem, concluíram ainda que pelo menos duas técnicas poderiam ser usadas para refino de grão na laminação de fio-máquina: uma usando os mecanismos de recristalização dinâmica e metadinâmica, e uma segunda técnica que seria o uso de resfriamento acelerado na transformação. Curiosamente, os autores mencionaram que se uma terceira técnica fosse também usada, qual seja, a de um abaixamento geral na temperatura de laminação de acabamento, “*essa técnica por si levaria a resultados limitados nesse respeito por causa de uma cinética rápida de crescimento de grãos durante os estágios finais de resfriamento na linha*”. Isto é interessante porque primeiro, se o acabamento fosse realizado a temperaturas mais elevadas, com mais razão a cinética de crescimento de grão seria mais acelerada ainda, e segundo porque dá margem para sugerir a adição de algum inibidor de crescimento de grão na austenita, como, por exemplo, Nb, Ti ou V, usando um efeito de atraso no crescimento por arraste

de soluto. Os autores, entretanto, não avançaram na discussão desta opção nesta publicação.

Ainda na linha de desenvolvimento de modelos matemáticos como os relatados até este ponto, REIS (2007) desenvolveu um modelo matemático de avaliação microestrutural aplicado a aços microligados ao Nb na laminação de perfis. O principal objetivo desse trabalho foi desenvolver um modelo capaz de prever propriedades mecânicas de perfis laminados a quente. Nesse mesmo período, CARVALHO (2007) desenvolveu um modelo de evolução microestrutural aplicado ao processo de laminação de tubo sem costura. Este trabalho buscou mapear o processo de precipitação em aços microligados ao Nb, NbV e NbVTi via torção a quente e microscopia eletrônica de transmissão. Ambos os modelos apresentaram como base as equações originalmente desenvolvidas por SELLARS e utilizadas frequentemente nos modelos discutidos anteriormente. Os resultados previstos por esses modelos apresentaram boa correlação com resultados obtidos em escala industrial, o que tornava os resultados desses trabalhos muito importantes no sentido de verificar a eficácia das equações utilizadas.

Com esses estudos realizados concluía-se a recristalização dinâmica e a recristalização metadinâmica seriam os processos dominantes de amaciamento na laminação de fio-máquina. Como também mencionado, os modelos acima tratavam, na sua maioria, à exceção de Siciliano et al, a cinética de recristalização metadinâmica como se esta ocorresse instantaneamente durante o tempo entre passes. Em 2003, entretanto URANGA et al. (2003) propuseram algo diferente; um perfil de recristalização mista no tempo entre passes para quando a deformação acumulada estivesse entre ε_c , a deformação crítica para início de recristalização dinâmica, e ε_T , uma deformação localizada entre a deformação de pico (ε_P) e a de início do estado estacionário (ε_{SS}). O valor dessa deformação é proporcional à deformação de pico ($\varepsilon_T = K\varepsilon_P$), sendo K igual a 1,5 para aços CMn e 1,7 para aços microligados ao Nb. Assim, quando a deformação final de um passe estivesse próxima de ε_c , a expectativa era de que pouca ou nenhuma recristalização dinâmica haveria ocorrido e, como consequência, a recristalização entre passes seria majoritariamente estática. Por outro lado, caso a deformação ao final de um passe estivesse próxima de ε_T , praticamente 100 % do metal estaria recristalizado

dinamicamente e, no tempo entre passes, o mecanismo dominante de amaciamento seria o de recristalização metadinâmica. No intervalo entre ε_c e ε_T , haveria ao final de um dado passe uma mistura de metal que havia recristalizado dinamicamente e outra parte em que o metal haveria sido apenas encruado. Logo, no tempo entre passes, parte do metal se recristalizaria estaticamente e parte metadinamicamente. Os autores definiram então três regiões quanto ao comportamento do metal durante deformação e após deformação: *Região I* onde $\varepsilon < \varepsilon_c$ e o amaciamento entre passes se daria principalmente por recristalização estática; *Região II* onde $\varepsilon_c < \varepsilon < \varepsilon_T$ e onde operariam simultaneamente os mecanismos de recristalização estática e metadinâmica e *Região III* onde $\varepsilon > \varepsilon_T$ na qual a recristalização metadinâmica seria o mecanismo predominante.

Para deformações abaixo de ε_c , os autores sugerem que ocorra somente recristalização estática, e para deformações acima de ε_T a recristalização é de natureza puramente metadinâmica, esta com cinética independente da deformação e fortemente dependente da taxa de deformação. URANGA et al. (2003) também consideraram que a recristalização metadinâmica seria sempre inferior a 100 %, o que, segundo eles, poderia ser explicado em função de parte do amaciamento entre passes também se dar por recuperação estática e pela ocorrência de refinamento de grão no segundo passe.

Posteriormente, em 2004, esses mesmos autores (URANGA, et al., 2004) mostraram uma nova forma de acompanhamento da microestrutura desta vez aplicável ao caso da laminação compacta de tiras. Os autores inovaram quando introduziram, pela primeira vez, a abordagem de distribuição de grãos austeníticos no lugar de tratarem a microestrutura via o conceito de um tamanho médio de grão. Nesta proposta, os grãos de certa secção transversal eram divididos em populações e cada população era acompanhada desde a saída do forno de reaquecimento até o início da transformação de fase austenita-ferrita. O modelo foi aplicado a aços microligados ao Nb e possui especial importância em processos de laminação onde o grau de deformação total é baixo. Neste caso particular, por exemplo, na produção de barras grossas, ou de perfis pesados ou ainda na laminação compacta, as deformações totais aplicadas desde o forno de reaquecimento até a saída do último passe acabador são, em geral, muito pequenas se comparadas àquelas dos processos convencionais de produção de barras finas, ou de

perfis leves ou ainda de fios-máquina. Quando a deformação total é baixa, a microestrutura saindo do forno pode não ser recristalizada totalmente ao longo da sequência de passes e com isto levar a uma distribuição heterogênea de grãos na secção transversal influenciando as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade. No caso da laminação de fio-máquina, esse tipo de modelo poderia ser aplicado a bitolas grossas onde o grau de deformação total é menor. Muito provavelmente, porém, quando as deformações são elevadas, como no caso de fio-máquina, se esperaria uma homogeneidade muito maior da microestrutura da austenita entrando na transformação de fases e, por esta razão, este tipo de modelo, embora interessante e inovador, não será o utilizado na presente tese.

Em 2008, trabalhando com um modelo de tamanho de grão médio, PEREDA et al. (2008) introduziram considerações interessantes no que diz respeito à equação de DS para cinética de precipitação. Os autores propuseram importantes modificações incorporando uma gama de composições químicas novas à equação. Eles selecionaram diversos resultados sobre cinética de precipitação publicados na literatura e reescreveram o que seriam as “constantes” A e B no modelo de DS transformando essas “constantes” em funções dos teores de C, N e Nb. Previsões dos tempos de início de precipitação induzida por deformação realizadas usando essa equação modificada foram comparadas com valores de tempos de início de precipitação medidos via ensaios de torção a quente e houve razoável concordância entre valores previstos e medidos. Além dessa proposta de colocar as constantes A e B como funções da composição química, os autores também fizeram outras modificações como, por exemplo, fazendo com que o expoente do tempo na equação de Avrami se tornasse também dependente da ocorrência de precipitação. Isto é, a cinética de recristalização se tornaria mais lenta caso o processo de precipitação tivesse sido iniciado. O modelo de PEREDA et al. (2008) também considerou que, como de fato ocorre, o teor de Nb em solução era variável durante a laminação, ou seja, à medida que se iniciava a precipitação e a fração precipitada aumentava, o teor de Nb em solução sólida na austenita diminuía, até que a precipitação se completasse. Porém, havia limitações no modelo proposto, sendo talvez a maior delas o fato de que ele não considerava eventual ocorrência de recristalização metadinâmica como os demais modelos discutidos até aqui. Na verdade, apesar das

contribuições interessantes à técnica de modelamento, o modelo de PEREDA et al. (2008) apenas levava em conta a ocorrência de recristalização estática o que, de certo modo, limitava seu uso mais amplo.

Até aqui, foram relatados modelos de evolução da microestrutura nos quais, em sua maioria, o modelo de precipitação de DS foi o utilizado sem grandes modificações, exceto é claro, no caso de PEREDA et al. (2008) supracitado. Em 2014, entretanto, MEDINA et al. (2014) propuseram modificações relevantes à equação cinética de precipitação de DS. Os autores realizaram ensaios de dupla torção em diversas ligas de aços microligados ao V, Nb e Ti e formularam novas equações, em função principalmente da composição química, para parâmetros e expoentes que inicialmente eram considerados constantes na equação de DS. Essa nova abordagem permitiu realizar previsões de tempos de início de precipitação não somente para carbonitretos de nióbio mas também para o nitreto de vanádio, até então totalmente desconsiderado nos modelos de evolução microestruturais. Nas condições típicas de laminação a quente, MEDINA et al. (2014) demonstraram que quando ocorria precipitação, uma curva da fração recristalizada versus tempo mostrava a presença de um platô. Isto é, a fração recristalizada ficava constante com o tempo decorrido. Após certo período de tempo, entretanto, o processo de recristalização era retomado e a fração recristalizada voltava a crescer com o tempo. O tempo onde o platô se iniciava foi relacionado ao tempo de início de precipitação. O tempo, por outro lado, onde se retomava o processo de recristalização foi relacionado ao fim da eficácia dos precipitados em reter o processo de recristalização. Os autores consideram que *“o início do platô era identificado com início de precipitação e sua duração estaria relacionada com dois fenômenos que aconteciam simultaneamente: o aumento da fração volumétrica precipitada e o aumento no tamanho dos precipitados”*. No modelo de evolução microestrutural desta tese as equações de cinética de precipitação propostas por esses autores serão consideradas, pois essas incluem a precipitação de Nb e de V, sendo estas também aplicáveis a faixa extensa de composição química de aços microligados ao Nb e ao V, composição esta usada com certa frequência na laminação de longos.

A tenacidade de uma liga depende muito da distribuição de tamanhos de grãos em torno de uma média. Populações de grãos com pequeno desvio da média são preferidas. Uma capacidade de previsão dessa homogeneidade de grãos na secção transversal se torna, conseqüentemente, muito interessante. Por essa razão, URANGA et al. (2016) introduziram um software denominado MicroSim[®] e o aplicou no cálculo de como a distribuição de tamanho de grão na secção transversal variava, passe a passe, no caso de laminação de tiras a quente. O programa MicroSim[®] possui interface amigável e fornece saída gráfica que permite rápida interpretação dos resultados. São também utilizadas neste programa as inclinações das retas dos gráficos de tensão média de fluxo vs $1000/T$ para indicar regimes de deformações com recristalização completa, recristalização parcial e encruamento progressivo entre passes. Importante dizer que neste modelo foram utilizadas equações de crescimento de grão para aços microligados ao Nb e ao Ti mais conservadoras que as equações propostas por HODGSON e GIBBS (1992).

Em 2016, OLIVEIRA (2016) desenvolveu um modelo matemático de evolução microestrutural aplicado à laminação de fio-máquina, usando equações clássicas da literatura. O modelo considerava como entrada uma deformação calculada pelo método de retângulos equivalentes. Foram retiradas amostras intermediárias e finais durante a laminação a quente de fio-máquina industrial. Os resultados das microestruturas e das propriedades mecânicas do produto foram comparados aos previstos pelo modelo desenvolvido pelo autor. As comparações permitiram afirmar que o modelo matemático desenvolvido em planilha Excel era capaz de prever, com razoável precisão, as principais características da microestrutura austenítica e ferrítica de um fio-máquina de aço CMn e de outro aço microligado ao Nb no processo de laminação a quente.

Em conclusão, pode-se dizer após revisão dos modelos disponíveis na literatura que a utilização de um modelo em planilha Excel empregando as equações mais recentes para cinéticas de precipitação propostas por MEDINA et al. (2014) e as de crescimento de grão recém propostas por URANGA et al. (2016), bem como introduzindo as sugestões apresentadas por PEREDA et al. (2008), onde cabíveis seria interessante do ponto de vista de se modelar mudanças na microestrutura na laminação a quente de fio-máquina.

O modelo de evolução de tamanho de grão austenítico considerando a distribuição do tamanho destes grãos em torno de uma média certamente também seria de interesse. Entretanto se supõe, nesta tese, que o modelo de tamanho de grão médio talvez seja suficiente para descrever esta evolução em processos que possuam grandes deformações totais aplicadas, como é o caso da laminação de fio-máquina. Portanto, este será o tipo de modelo a ser adotado neste estudo.

3.2.2 Cálculo de microligantes em solução sólida e da fração precipitada

O cálculo de Nb e de V em solução sólida em equilíbrio é importante porque permite primeiro se determinar a temperatura mínima de forno de reaquecimento que leve a completa dissolução dos precipitados de Nb e de V e segundo porque permite o cálculo das quantidades de Nb e de V que ficarão disponíveis para precipitação na austenita e, adicionalmente, na transformação de fases para endurecimento por precipitação na ferrita.

Em aços contendo Nb, a composição de equilíbrio do precipitado depende da composição química do aço e da temperatura, onde os tipos mais comuns são NbC_x e NbC_xN_y (HUDD, et al., 1971). Como exemplo para ilustrar os cálculos, a Figura 3.2 mostra o diagrama de solubilidade a 1200 °C para uma liga hipotética contendo 0,02Nb-0,30C-0,015N (cujos percentuais de C e N correspondem a $0,186 \% C^{0,7} N^{0,2}$). Esse diagrama representa a solubilidade de partículas do tipo carbonitretos, onde precipitados do tipo $NbC^{0,7} N^{0,2}$ foram escolhidos por apresentar maior probabilidade de formação (MEDINA, et al., 2014), e a curva de solubilidade segue a relação da expressão proposta por TURKDOGAN (1989):

$$\log k_s = 4,12 - \frac{9450}{T} \quad \text{onde } k_s = [Nb][C]^{0,7}[N]^{0,2} \quad \text{Equação 3.9}$$

onde k_s é o produto de solubilidade e T a temperatura absoluta. A 1200 °C, o produto das concentrações dos elementos Nb, $C^{0,7}$ e $N^{0,2}$ da liga é de 0,003717 ($0,02 \times 0,30^{0,7} \times 0,015^{0,2}$), inferior ao produtos de solubilidade k_s nessa temperatura (0,005064). Nessa condição, a solubilidade de Nb e $C^{0,7} N^{0,2}$ na austenita é máxima, e a

concentração de Nb em solução sólida pode ser obtida diretamente da ordenada do diagrama da Figura 3.2.

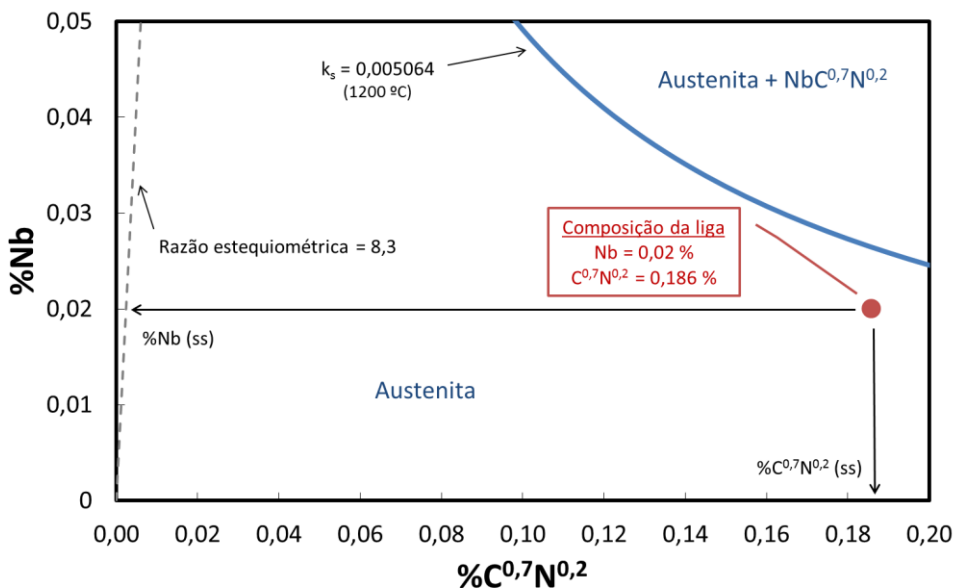


Figura 3.2. Diagrama de solubilização de carbonitretos de Nb, com composição da liga abaixo da curva k_s .

A 1100 °C, o valor do produto de solubilidade é de 0,001727, sendo então o produto das concentrações dos elementos da liga (0,003717) superior à k_s . Para essa condição, a razão estequiométrica dos carbonitretos de nióbio deve ser levada em consideração para a estimativa da concentração de Nb em solução sólida. A Figura 3.3 apresenta a curva de solubilidade para a liga 0,02Nb-0,30C-0,015N na temperatura de 1100 °C e a reta que representa a razão estequiométrica entre Nb e C^{0,7}N^{0,2} igual a $93 \div [0,7 \times 12 + 0,2 \times 14] = 8,3$.

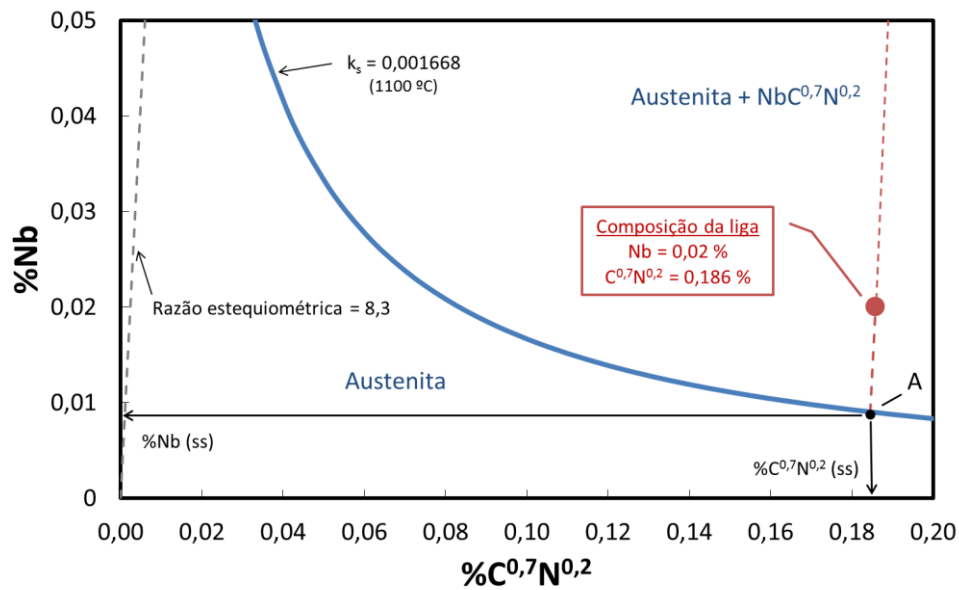


Figura 3.3 Diagrama de solubilização de carbonitretos de Nb, com composição da liga acima da curva k_s .

Movendo uma linha paralelamente à reta estequiométrica até o ponto que representa a composição da liga, o ponto de interseção desta reta com a curva do produto de solubilidade a dada temperatura pode ser obtido (ponto A). A projeção deste ponto de interseção no eixo vertical indica o percentual em massa de Nb em solução sólida na austenita, enquanto que a projeção no eixo horizontal fornece o percentual de $C^{0,7}N^{0,2}$ dissolvido em solução sólida na temperatura de 1100 °C. A diferença do percentual de Nb e $C^{0,7}N^{0,2}$ na liga e as concentrações em solução sólida é igual à quantidade de Nb e $C^{0,7}N^{0,2}$ presentes na forma de precipitados.

A partir da resolução de um sistema contendo a equação da curva de solubilidade e a equação da reta que corresponde à relação estequiométrica e que passa pelo ponto A representando a composição química, é possível deduzir que o teor de Nb em solução sólida pode ser calculado como se mostra abaixo. Detalhes desta dedução se encontram no Anexo 2:

$$[Nb]_{ss} = \frac{[Nb]_{liga} - 8,3[C]^{0,7}[N]^{0,2}_{liga} + \sqrt{([Nb]_{liga} - 8,3[C]^{0,7}[N]^{0,2}_{liga})^2 + 4 \times 8,3k_s}}{2}$$

Equação 3.10

Aplicando a equação acima à condição da Figura 3.3 (1100 °C), os valores de Nb e $C^{0,7}N^{0,2}$ em solução sólida na austenita são calculados como 0,0093 e 0,186 %, respectivamente.

No caso de aços contendo V a fórmula de cálculo é similar à de cálculo do Nb, porém considerando a formação de precipitados do tipo VN, cuja relação estequiométrica é de $51 \div 14 = 3,6$. A relação de solubilidade dos precipitados de V pode ser expressa como (TURKDOGAN, 1989):

$$\log k_s = 2,86 - \frac{7700}{T} \quad \text{onde } k_s = [V][N] \quad \text{Equação 3.11}$$

Os teores de V e N em solução sólida na austenita são calculados como:

$$[V]_{ss} = \frac{[V]_{liga} - 3,6[N]_{liga} + \sqrt{([V]_{liga} - 3,6[N]_{liga})^2 + 4 \times 3,6k_s}}{2} \quad \text{Equação 3.12}$$

$$[N]_{ss} = \frac{k_s}{[V]_{ss}} \quad \text{Equação 3.13}$$

No que foi tratado até aqui, condições de equilíbrio foram supostas. Porém, a laminação a quente de fio-máquina é um processo que ocorre em resfriamento contínuo. Dessa forma, as reações acontecem fora da condição de equilíbrio. Nas temperaturas usuais de laminação, apesar de a termodinâmica indicar a formação de precipitados, a cinética de precipitação pode variar bastante em função da deformação aplicada, podendo ser de alguns segundos em material submetido a alguma deformação e de algumas horas em material isento de deformação [(GLADMAN, 1997), (XU, et al., 2011)]. Isso ocorre pelo fato de a deformação aplicada aumentar a energia interna e induzir ao aumento de sítios para nucleação de precipitados como é o caso de discordâncias e de contornos de subgrãos (MULLER, 2015). Como já mencionado, uma importante informação para se estimar as propriedades mecânicas de uma liga é a fração volumétrica precipitada na austenita e as quantidades de microligantes remanescentes em solução sólida na austenita com potencial para precipitar na interface austenita/ferrita durante a transformação de fase, ou na própria fase ferrítica após a transformação. A seguir se

apresentará um método de cálculo da fração volumétrica de Nb(C,N) precipitada na austenita levando em consideração a termodinâmica clássica, a razão estequiométrica e a fração precipitada calculada pelo modelo cinético de precipitação induzida por deformação.

No forno de reaquecimento, o %Nb em solução sólida na austenita pode ser estimado conforme método descrito anteriormente (Equação 3.10). Na entrada de cada passe de laminação, a quantidade de Nb em solução sólida ($[Nb]_{ss\ i+1}$) é calculada como o %Nb em solução sólida na entrada do passe anterior ($[Nb]_{ss\ i}$) subtraído do produto entre a fração precipitada calculada pelo modelo cinético no tempo entre passes anterior ($\Delta X_{ppt\ i}$) e o percentual máximo de Nb precipitável no passe anterior ($[Nb]_{ss\ i} - [Nb]_{ss_eq\ i}$), conforme descreve a equação a seguir:

$$[Nb]_{ss\ i+1} = [Nb]_{ss\ i} - \Delta X_{ppt\ i} \times ([Nb]_{ss\ i} - [Nb]_{ss_eq\ i}) \quad \text{Equação 3.14}$$

O teor de $C^{0,7}N^{0,2}$ em solução sólida pode ser calculado em função do teor de Nb em solução sólida e da razão estequiométrica da seguinte forma:

$$[C]^{0,7}[N]^{0,2}_{ss\ i+1} = [C]^{0,7}[N]^{0,2}_{ss\ i} - \frac{[Nb]_{ss\ i} - [Nb]_{ss\ i+1}}{8,3} \quad \text{Equação 3.15}$$

Assim, o percentual em peso de precipitados gerados pode ser obtido como proporcional à diminuição dos teores de Nb e $C^{0,7}N^{0,2}$ em solução sólida:

$$[NbC_{0,7}N_{0,2}]_{i+1} = [NbC_{0,7}N_{0,2}]_i + ([Nb]_{ss\ i} - [Nb]_{ss\ i+1}) + ([C]^{0,7}[N]^{0,2}_{ss\ i} - [C]^{0,7}[N]^{0,2}_{ss\ i+1}) \quad \text{Equação 3.16}$$

A quantidade precipitada do elemento microligante ao final de cada passe em percentual em peso ($\Delta[ML]_{ppt\ i}$) pode ser estimada pela fração precipitada no passe ($\Delta X_{ppt\ i}$, prevista pelo modelo cinético) multiplicada pela diferença entre o percentual do

elemento na entrada do passe ($[ML]_{ent\ i}$) e o percentual de elemento em solução sólida na condição de equilíbrio ($\Delta[ML]_{ss_eq\ i}$):

$$\Delta[ML]_{ppt\ i} = \Delta X_{ppt\ i} \left([ML]_{ent\ i} - \Delta[ML]_{ss_eq\ i} \right) \quad \text{Equação 3.17}$$

No primeiro passe de laminação, considera-se como $[ML]_{ent}$ o percentual total do elemento microligante solubilizado no forno de reaquecimento, e nos demais passes de laminação, $[ML]_{ent\ i+1}$ é igual ao percentual do elemento na entrada do passe anterior, $[ML]_{ent\ i}$, subtraído do percentual do elemento precipitado no passe anterior, $\Delta[ML]_{ppt\ i}$:

$$[ML]_{ent\ i+1} = ([ML]_{ent\ i} - \Delta[ML]_{ppt\ i}) \quad \text{Equação 3.18}$$

Assim, a fração volumétrica de precipitados em cada passe pode ser calculada a partir do percentual em peso dos elementos microligantes precipitados no passe, através da seguinte relação:

$$f_{v\ i} = \frac{\Delta[ML]_{ppt\ i}}{100} \left(\frac{M_{MLI}}{M_{ML}} \right) \left(\frac{\rho_{Fe}}{\rho_{MLI}} \right) = \frac{\Delta[ML]_{ppt\ i}}{100} m \quad \text{Equação 3.19}$$

onde

$$m = \left(\frac{M_{MLI}}{M_{ML}} \right) \left(\frac{\rho_{Fe}}{\rho_{MLI}} \right) \quad \text{Equação 3.20}$$

Aqui, M_{MLI} é a massa molar da espécie precipitada, M_{ML} a massa molar do elemento microligante, ρ_{Fe} a densidade do ferro ($7,85\text{ g/cm}^3$) e ρ_{MLI} a densidade da espécie precipitada. O fator m simplifica a conversão entre a fração volumétrica de precipitados e o percentual em peso dos elementos microligantes. Os valores para cálculo de m assim como seus valores para os principais precipitados de V de Nb estão apresentados no Anexo 3.

3.2.3 Cinética de precipitação induzida por deformação de carbonitreos

A precipitação induzida por deformação na austenita, durante a laminação a quente, pode inibir, completamente, a ocorrência de recristalização estática. DUTTA e SELLARS (1987) com base na teoria da nucleação, na termodinâmica e nos resultados de início e de final de precipitação apresentados por vários autores à época propuseram uma equação para prever o início da precipitação induzida por deformação, qual seja,

$$t_{0,05p} = A[Nb]^{-1}\varepsilon^{-1}Z^{-0.5}\exp\left(\frac{270\,000}{RT}\right)\exp\left(\frac{B}{T^3(\ln k_s)^2}\right) \quad \text{Equação 3.21}$$

Onde $A = 3 \times 10^{-6}$, $B = 2,5 \times 10^{10}$, $[Nb]$ é o teor de nióbio em solução na austenita, ε é a deformação, Z é o parâmetro de Zener-Hollomon, $Q_{def} = 400 \text{ kJ/mol}$, R a constante universal dos gases (8,314 J/mol K) e T a temperatura absoluta. A equação de DS prevê início de precipitação sob condições isotérmicas, onde o termo k_s é uma razão de saturação indicando um potencial termodinâmico para precipitação. Esta equação, na sua forma original, permanece até hoje em uso e autores posteriores a aprimoraram incorporando a dependência de expoentes de alguns termos como função da composição química, por exemplo [(BAI, 1995), (SICILIANO, et al., 1999), (PEREDA, et al., 2008), (MEDINA, et al., 2014)].

Se um produto de solubilidade proposto por IRVINE et al. (1967) for considerado, k_s pode ser escrito como:

$$k_s = \frac{[Nb][C + \frac{12}{14}N]_{sol}}{10^{2,26 - 6770/T}} \quad \text{Equação 3.22}$$

No que se segue, as principais contribuições de alguns autores à equação de DS são apresentadas em mais detalhes.

PEREDA et al. (2008) consideraram utilizar as constantes A e B na equação de DS como uma função da composição química dos aços microligados. Os autores usaram dados publicados na literatura e chegaram à conclusão que:

$$A = 8,74 \times 10^{-6} \exp(-372. ([Nb]. [C + (12/14). N])) \quad \text{Equação 3.23}$$

e

$$B = 1,59 \times 10^9 \exp(459. ([Nb]. [C + (12/14). N])) \quad \text{Equação 3.24}$$

A “constante” A no modelo de DS não muda a forma da curva precipitação-tempo-temperatura (PTT), mas desloca a curva para a esquerda, na direção de tempos menores de início de precipitação, ou para a direita, na direção oposta, ou seja, de tempos maiores de início de precipitação. A modificação proposta na expressão de A por PEREDA et al. (2008) indica que quanto maior o conteúdo de Nb na liga, menor será o tempo para início da precipitação induzida por deformação. A segunda modificação proposta por esses autores diz respeito à segunda “constante” do modelo de DS, qual seja, B. Essa “constante” determina como a forma da curva de início de precipitação se comporta. A curva PPT, como toda curva governada por reações de nucleação e crescimento, tem a forma de um “C”. A “constante” B determina a forma deste “C”; se o valor de B cresce, a forma do “C” se fecha, e ao contrário ocorre se o valor decresce, ou seja, a forma do “C” tende a ser mais aberta.

Em outras palavras, se o valor de B diminui, a precipitação induzida por deformação se inicia a temperaturas mais baixas e o contrário ocorre caso o valor de B cresce. Como pode ser visto na equação proposta por PEREDA et al. (2008), o valor da constante B passa a ser função do teor de Nb na liga. Dessa forma, quanto maior o valor do conteúdo de Nb na liga, mais alta será a temperatura de início de precipitação induzida por deformação.

A segunda contribuição importante à equação de DS é a que foi apresentada recentemente por MEDINA et al. (2014). A forma da equação é a que se mostra abaixo:

$$t_{0,05p} = A\varepsilon^{-\beta} D^s Z^r \exp\left(\frac{Q_{dif}}{RT}\right) \exp\left(\frac{B}{T^3(\ln k_s)^2}\right) \quad \text{Equação 3.25}$$

Há aqui diferenças importantes em relação à forma proposta inicialmente no modelo de DS. Por exemplo, há na equação uma dependência do tempo de início de precipitação com o tamanho de grão da austenita sendo deformada. Quanto maior o tamanho de grão, mais longo será o tempo para início de precipitação induzida por deformação, visto ser o expoente “s” igual a 0,5. Entretanto, a grande contribuição de MEDINA et al. (2014) se encontra primeiro no fato de os autores considerarem os elementos de liga V e Ti, além de Nb, na sua equação através da energia de ativação Q_{def} que é dada por:

$$Q_{def} = 267.000 - 2536[C] + 1010[Mn] + 33.621[Si] + 70.730[Nb]^{0,565} + 31.673[V] + 93681[Ti]^{0,592} \quad \text{Equação 3.26}$$

Aqui, claramente, quanto maior os teores de Nb, V e Ti, maior será o valor de Q_{def} e maior o valor do tempo de início de precipitação induzida por deformação. Além disso, o expoente da deformação (β) passa também a ser uma função da soma do teor total dos elementos microligantes em percentual do peso ($w=[Nb]+[V]$) como se mostra abaixo:

$$\beta = 1,96 \left(1 - \exp\left(-4 \times 10^{-2} \left(\frac{1}{w}\right)^{0,8}\right)\right) \quad \text{Equação 3.27}$$

Portanto, quanto maior for o valor de β , ou seja, o valor de w , menor será o tempo para início de precipitação induzida por deformação.

Ainda em relação às contribuições de MEDINA et al. (2014), é importante mencionar que há um novo termo proposto que depende da capacidade de difusão dos elementos Nb e V na matriz austenítica, $\exp(Q_{dif}/RT)$, onde Q_{dif} para Nb é 270000 J/mol e para V é 264000 J/mol. Além disso, os valores de k_s para Nb e V são diferentes, estes sendo calculados como:

Aços com V:

$$k_s = \frac{[V][N]_{sol}}{10^{2,86-7700/T}} \quad \text{Equação 3.28}$$

Aços com Nb:

$$k_s = \frac{[Nb][C]^{0,7}[N]^{0,2}_{sol}}{10^{4,12-9450/T}} \quad \text{Equação 3.29}$$

Finalmente, os valores das “constantes” A e B para a equação de Medina podem ser calculadas como:

Aços com V:

$$A = 3,1 \times 10^{-10} \exp(-1,20 \ln k_s) \quad \text{Equação 3.30}$$

Aços com Nb:

$$A = 4,8 \times 10^{-11} \exp(-0,07 \ln k_s) \quad \text{Equação 3.31}$$

Aços com V e/ou Nb:

$$B = 4,2 \times 10^8 \exp(1,7 \ln k_s) \quad \text{Equação 3.32}$$

Vale ressaltar que todas as equações acima foram deduzidas supondo condições isotérmicas. Entretanto, os processos de laminação ocorrem em condições de resfriamento contínuo. Portanto, uma regra da aditividade precisa ser considerada, conforme se mostra de forma detalhada na literatura [(PARK, 1991), (SICILIANO, et al., 1999), (CARVALHO, 2007), (REIS, 2007)].

No que se segue, são comparadas as previsões realizadas pelo modelo DS e os modelos do tipo DS modificados por PEREDA et al. (2008) e mais tarde por MEDINA et al. (2014). Foram supostas condições representativas da laminação de fio-máquina e uma composição química básica de 0,10 C-0,02 Nb e 20 ppm de N. O resultado é o que se mostra na Figura 3.4 abaixo:

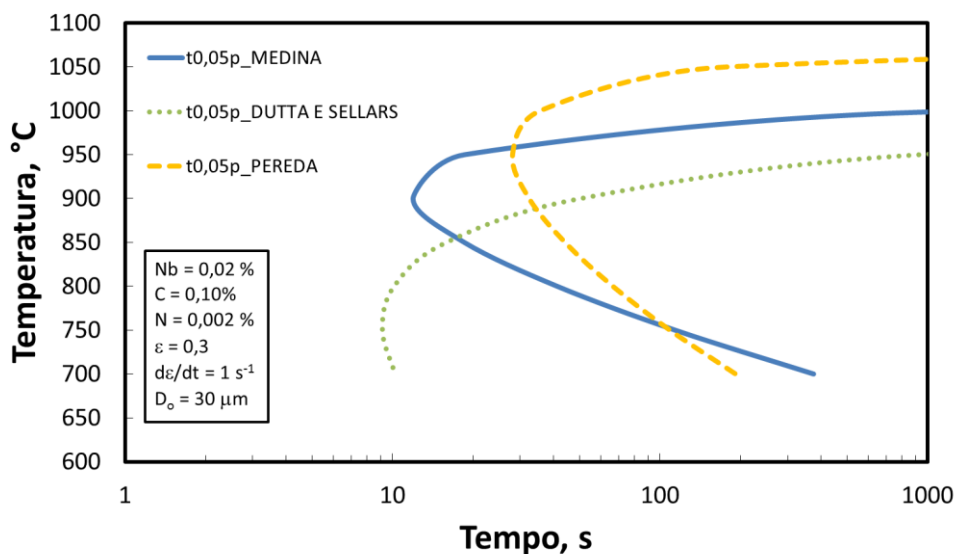


Figura 3.4 Diagrama precipitação-tempo-temperatura (PTT) indicando $t_{0,05p}$ calculado pelas equações de DUTTA e SELLARS (1987), PEREDA et al. (2008) e MEDINA et al. (2014).

Como se vê, a previsão de tempo mínimo para início de precipitação varia de acordo com o modelo que se aplique: aproximadamente 10 s para o modelo de DUTTA e SELLARS (1987) e para o modelo de DS modificado por MEDINA et al. (2014). Já o modelo de DS modificado por PEREDA et al. (2008) apresenta valores mínimos em torno de 20 a 30 s, consideravelmente superior se comparado aos dois outros modelos. A taxa de deformação usada nesta comparação é de 1 s^{-1} , enquanto as usualmente encontradas na laminação de fio-máquina podem chegar a ordens de 100 a 1000 vezes maiores. Entretanto, o propósito aqui foi de apenas comparar previsões de modelos quando submetidos a condições similares.

Na presente tese, entretanto, o modelo de DS modificado por MEDINA et al. (2014) será usado pela razão de que o mesmo considera uma combinação de Nb, V e Ti. O modelo DS e o modelo DS modificado por PEREDA et al. (2008) consideram apenas os teores de Nb. Nesses últimos modelos, o teor de V não é considerado porque os autores supuseram a precipitação de V apenas ocorreria na interface austenita/ferrita. Da mesma forma, Ti não foi considerado primeiro porque não se precipita na austenita (TiN), segundo porque o efeito do tamanho de grão da austenita na cinética de precipitação de

Nb(C,N) não havia sido considerado no modelo de DS. Entretanto, teores de V encontrados na laminação de longos podem causar precipitação mesmo na austenita, conforme se mostra na Figura 3.5 abaixo.

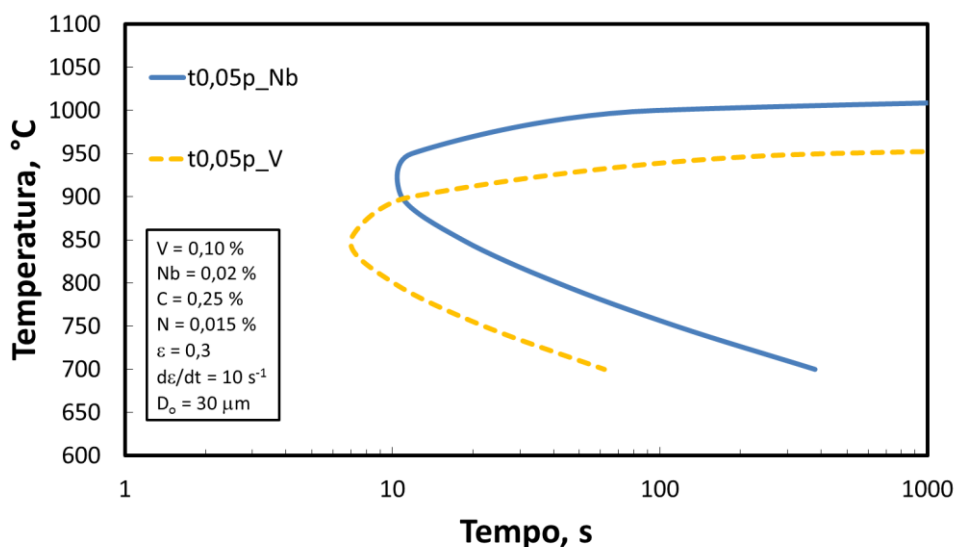


Figura 3.5 Diagrama precipitação-tempo-temperatura (PTT) indicando $t_{0,05p}$ calculado pelas equações MEDINA et al. (2014) para precipitados de V e Nb.

Embora as temperaturas para precipitação de VN na austenita sejam relativamente baixas, menores que $900 \text{ }^\circ\text{C}$, o início da precipitação pode apresentar tempos mínimos da mesma ordem de grandeza da precipitação de Nb, principalmente em condições onde são aplicadas altas taxas de deformação e ligas com teores elevados de N. Por essa razão este modelo será utilizado nos cálculos desta tese.

3.2.4 Recristalização dinâmica na laminação de longos

Aços deformados a quente sofrem amaciamento tanto de forma estática como de forma dinâmica. O termo estático significa sem aplicações de tensões, isto é, fora dos cilindros de laminação, enquanto o termo dinâmico significa com aplicação de tensões, isto é, na região entre cilindros de laminação. Há dois tipos de amaciamento principais: o amaciamento por recuperação e o por recristalização. Recuperação é o amaciamento que ocorre quando deslocações são eliminadas em eventos individuais. Deslocações de sinais opostos, mediante agitação térmica e dado determinado tempo, são atraídas e, ao se encontrarem são eliminadas. Recristalização é a eliminação de deslocações em eventos coletivos, que ocorrem via movimento de um contorno de grão, de uma região com baixa densidade de deslocações na direção de uma região com alta densidade de deslocações. Se a recristalização ocorre durante a aplicação da deformação, este processo de recristalização é denominado recristalização dinâmica.

A deformação na qual a recristalização dinâmica é iniciada, ϵ_c , é de considerável importância nos modelos de laminação a quente, uma vez que ela determina se a recristalização após um passe é de natureza estática ou metadinâmica. A recristalização metadinâmica é aquela que ocorre após recristalização dinâmica. Ela difere da recristalização estática pelo fato de a mesma não requerer um processo de nucleação, que já teria ocorrido durante a recristalização dinâmica que antecedeu a recristalização metadinâmica.

A recristalização dinâmica é importante por ser um potente mecanismo refinador de grão da austenita e, por consequência, no refino de grão ferrítico, como amplamente demonstrado em simulações de processos de laminação de tiras a quente (PUSSEGODA, et al., 1991). A recristalização dinâmica também influencia os valores de carga de laminação e quedas súbitas nessas cargas de cadeira a cadeira foram atribuídas à ocorrência desse tipo de amaciamento (SICILIANO, et al., 1996). Isso ocorre principalmente em processo de laminação com taxas de deformação relativamente altas e intervalos de tempos entre passes curtos, menores que o período de incubação para recristalização estática, e então o amaciamento do aço ocorre somente

como resultado da recristalização dinâmica e metadinâmica (POLIAK, et al., 2003). Na laminação a quente de aços contendo Nb, elemento conhecido por retardar a cinética de recristalização da austenita, a recristalização é frequentemente incompleta quando a velocidade de laminação é alta e o tempo entre passes é curto (SICILIANO, 1999). Isso pode levar a um acúmulo de deformação de passe a passe, que ultrapassando a deformação crítica leva à ocorrência de recristalização dinâmica.

CHO et al. (2001) e RIOS et al. (2007) mostraram com seus experimentos que a cinética de recristalização dinâmica é pouco afetada pela formação de precipitados. Conforme pode-se observar na Figura 3.6, a precipitação de carbonitretos na austenita leva a aumento nos níveis de tensão da curva-tensão deformação da liga de aço, porém, o formato da curva que indica a ocorrência de recristalização dinâmica é mantido inalterado, o que indica que esse fenômeno não é suprimido com o surgimento de precipitados, ao contrário do que acontece com a recristalização estática.

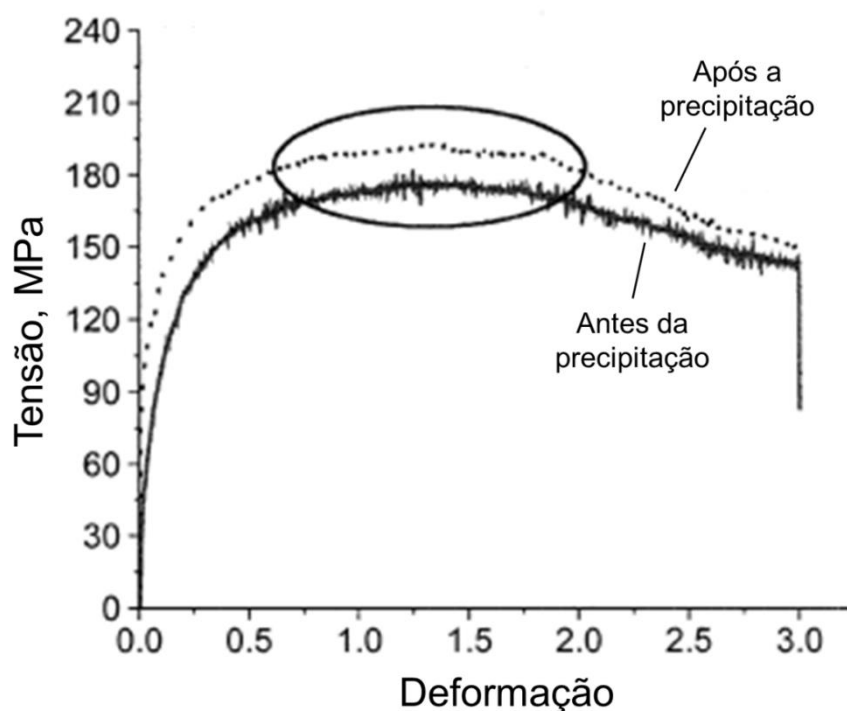


Figura 3.6 Curvas de fluxo obtidas em teste de torção a 900 °C e taxa de deformação de 0,5 s⁻¹, antes e após precipitação de carbonitretos de nióbio (CHO, et al., 2001).

Recristalização dinâmica normalmente é estudada empregando-se ensaios mecânicos tais como torção ou compressão, por exemplo. Esses ensaios, entretanto, são realizados a baixas taxas de deformação, em geral menores que 10 s^{-1} . Dessa forma, não são, em princípio, capazes de reproduzir as condições de processamento que ocorrem na laminação a quente de fio-máquina, cujas taxas de deformação são sensivelmente superiores, de 100 a 1000 s^{-1} . Entretanto, conforme demonstrado por MINAMI et al. (1996), SICILIANO (1999) e JONAS (2000), na etapa de acabamento do laminador de tiras a quente, a principal evidencia da ocorrência de recristalização dinâmica em linhas industriais de laminação com deformações ocorrendo a altas taxas de deformação e com pequenos tempos entre passes é a queda de tensão média de fluxo em determinadas cadeiras de laminação, isto ocorrendo mesmo com o decréscimo da temperatura e o aumento da taxa de deformação.

A deformação de pico, ε_p , é um ponto de fácil identificação nas curvas tensão deformação, e ocorre após o início da recristalização dinâmica, no ponto de equilíbrio entre mecanismos de amaciamento e de endurecimento. Para aços CMn, ROUCOULES et al. (1993) propuseram uma equação que correlaciona ε_p com o tamanho de grão austenítico, a taxa de deformação e a temperatura absoluta da seguinte forma:

$$\varepsilon_p = 2,8 \times 10^{-4} d_0^{0,5} \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{375\,000}{RT}\right) \right]^{0,17} \quad \text{Equação 3.33}$$

A deformação para início de recristalização dinâmica, ε_c , é considerada por vários autores como uma fração de ε_p , normalmente 0,8 para aços CMn [(LAASRAOUI, et al., 1991), (KARJALAINEN, et al., 1995) (SELLARS, 1985)].

No caso de aços microligados ao Nb, MINAMI et al. (1996) realizam ensaios de torção a quente para diversas ligas contendo Nb, à taxa de deformação de 5 s^{-1} e temperaturas ente 1000 e $850 \text{ }^\circ\text{C}$, e introduziram um termo adicional à equação de ε_p de ROUCOULES et al. (1993) para a mesma passasse a prever o efeito do Nb:

$$\varepsilon_p = \frac{(1+20[Nb])}{1,78} 2,8 \times 10^{-4} d_0^{0,5} \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{375\,000}{RT}\right) \right]^{0,17} \quad \text{Equação 3.34}$$

A partir de dados industriais obtidos no laminador de tiras a quente, SICILIANO (1999) modelou a relação $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ em função das concentrações de Nb, Mn e Si da liga, e obteve a seguinte expressão:

$$\varepsilon_c / \varepsilon_p = 0,8 - 13[Nb_{eff}] + 112[Nb_{eff}]^2 \quad \text{Equação 3.35}$$

Onde Nb_{eff} é o teor de Nb efetivo, calculado como $Nb_{eff} = [Nb] - \frac{[Mn]}{120} + \frac{[Si]}{94}$. A interpretação dessas equações quanto a aços microligados ao Nb indica um aumento da deformação de pico com o aumento do teor de Nb, e ao mesmo tempo uma redução na relação $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ com o aumento do teor de Nb.

A Figura 3.7, construída a partir das equações 3.33 a 3.35, mostra a variação de ε_c com a taxa de deformação para condições típicas de laminação de fio-máquina microligado ao Nb. Nota-se que, para taxas de deformação de até 10 s^{-1} e temperatura variando entre 900 e 1000 °C, a deformação crítica pode facilmente ser ultrapassada em um único passe de laminação, cujo valor típico de deformação equivalente se encontra em torno de 0,4 a 0,5. Com o aumento da taxa de deformação para valores acima de 10 s^{-1} , ε_c sobe para valores entre 0,3 a 0,5 para temperaturas de 900 e de 1000 °C, respectivamente, ainda um valor relativamente pequeno considerando as deformações médias por passe nos processos de laminação de fio-máquina. Apenas a taxas da ordem de 1000 s^{-1} e acima é que as deformações críticas ficariam entre 0,6 e 1 a 1,2. Dessa forma, muito provavelmente, a recristalização dinâmica se iniciou após acúmulo de deformação de um ou dois ou mesmo três passes, sendo talvez o mecanismo de amaciamento dominante no processo, seguida de recristalização metadinâmica. Novamente é preciso mencionar que essas considerações devem ser avaliadas com cautela, já que as equações de previsão de ε_c foram desenvolvidas para taxas de deformação bem inferiores às praticadas em escala industrial e, portanto, o que se fez aqui foi extrapolar a valores mais altos de taxas a partir de previsões valores baixos de taxas de deformações.

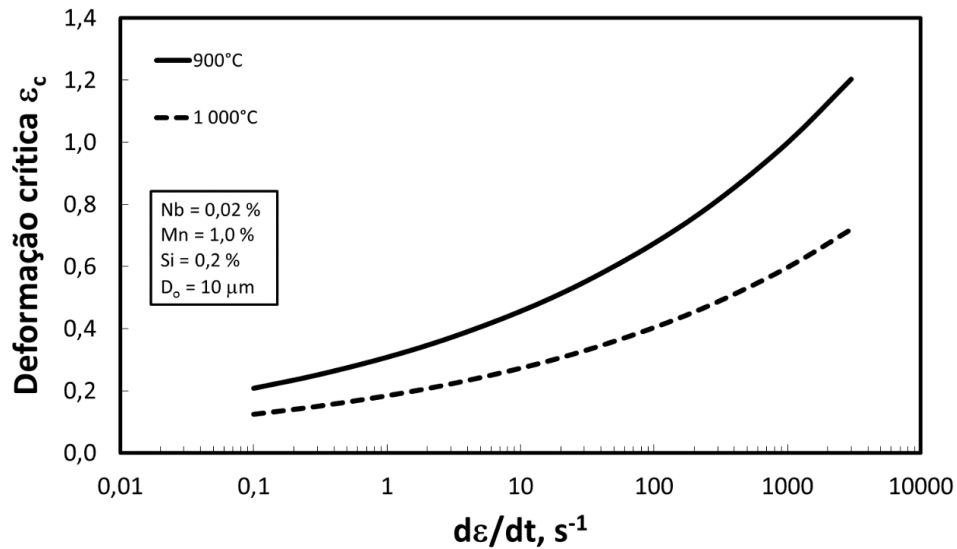


Figura 3.7 Deformação crítica em função da taxa de deformação para as temperaturas de 900 e 1000 °C.

Uma vez iniciada, a cinética de recristalização dinâmica segue uma curva de Avrami, que descreve fenômenos que envolvem nucleação e crescimento, conforme mostra a seguinte expressão:

$$X_{din} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} \right)^2 \right] \quad \text{Equação 3.36}$$

onde $\varepsilon_{0,5}$ é a deformação para que ocorra 50 % de recristalização dinâmica, e é calculada como, por exemplo, proposto por SENUMA et al. (1984):

$$\varepsilon_{0,5} = 1,144 \times 10^{-3} d_0^{0,25} \varepsilon^{0,05} \exp \left(\frac{6420}{T} \right) \quad \text{Equação 3.37}$$

4 Metodologia

Nessa seção serão apresentados os materiais utilizados, as metodologias aplicadas e as técnicas e equipamentos utilizados nas simulações físicas em torção, na dilatométrica e nos experimentos industriais.

4.1 Materiais

Foram utilizadas nesse trabalho três composições químicas de aços para que pudessem ser realizados os experimentos em laboratório, as simulações matemáticas e as laminações industriais. Primeiramente, um aço CMn com médio teor carbono foi utilizada como referência. Uma segunda liga, tradicionalmente usada na fabricação de aços longos microligados, contém adição de vanádio e foi referenciada como Liga V. A terceira liga é também microligada, porém com adição de Nb substituindo parcialmente o vanádio na liga tradicional para avaliar os efeitos da combinação desses dois microelementos nas microestruturas e propriedades mecânicas dos produtos. Essa última foi denominada Liga VNb. As ligas foram fabricadas por processo de Forno Básico a Oxigênio (BOF), tratados no Forno-Panela e os tarugos solidificados via Lingotamento Contínuo. As ligas possuem carbono equivalente inferior a 0,55 %, que é um requisito de soldabilidade exigido para aços estruturais (C_{eq} calculado conforme (ABNT NBR 8965, 1985)). A liga V possui em sua composição 0,18 %V e 0,0130 %N, e a liga VNb possui 0,11 %V, 0,013 %N e 0,017 %Nb. A Tabela 4.1 mostra a composição química completa das três ligas:

Tabela 4.1. Composição química das ligas utilizadas nos ensaios de torção a quente.

Liga	%C	%Mn	%Si	%Al	%Cr	%S	%P	%N	%V	%Nb	%Ti	C_{eq}
Base	0,35	0,75	0,22	0,028	0,02	0,013	0,013	0,0026	-	-	0,003	0,49
V	0,28	1,28	0,42	0,024	0,13	0,008	0,017	0,0130	0,18	-	0,004	0,53
VNb	0,29	1,23	0,42	0,028	0,13	0,008	0,014	0,0130	0,11	0,017	0,003	0,53

4.2 Processo de laminação industrial

O laminador utilizado para produzir o fio-máquina objeto desse trabalho apresenta como macro fluxo os seguintes equipamentos: um forno de reauecimento, uma linha de laminação Garret[®] e uma linha de laminação Stelmor[®], conforme mostra o *layout* da Figura 4.1.

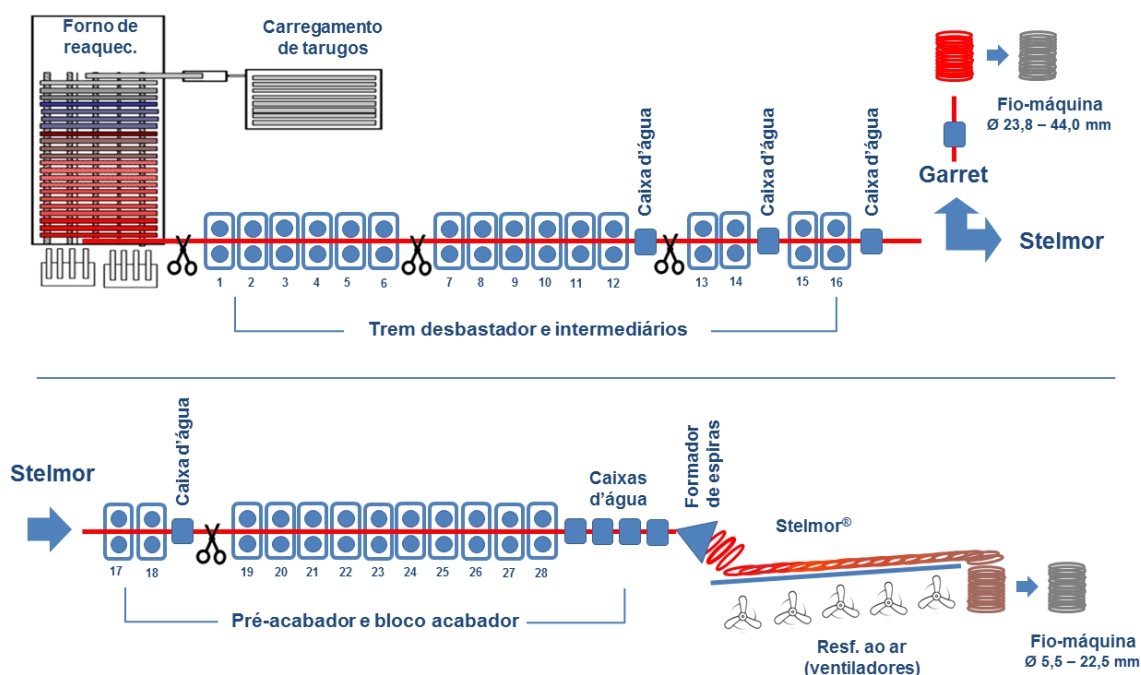


Figura 4.1. Layout do laminador utilizado nos experimentos industriais.

O forno de reauecimento de tarugos é do tipo soleira caminhante (*Walking Beam*) e aquece os tarugos de seção quadrada de 155x155 mm da temperatura ambiente até a temperatura de laminação, que pode variar entre 900 e 1250 °C. Na saída do forno de reauecimento o descarepador remove a carepa gerada no processo de reauecimento através de jatos de spray de água de alta pressão contra as quatro superfícies do tarugo.

A linha de laminação Garret[®] consiste de 16 cadeiras agrupadas em trem desbastador (6 cadeiras) e trem intermediário (10 cadeiras). As cadeiras possuem configuração de canais oval-redondo alternadas a partir da 3ª cadeira. Estão distribuídos em vários pontos da laminação os formadores de laço para controle de tração entre as cadeiras, e pirômetros e caixas d'água intermediárias para controle da temperatura de laminação.

Nesta linha as barras laminadas nas bitolas de 23,81 a 44,00 mm são bobinadas via bobinadeiras Garret[®] e não há controle de resfriamento.

A linha de laminação Stelmor[®] é idêntica à linha de laminação Garret[®] até o trem intermediário. Após o trem intermediário a linha possui o trem pré-acabador (2 cadeiras) e o bloco acabador (10 cadeiras). Antes e após o bloco acabador estão posicionadas caixas d'água para controle de temperatura de entrada e saída do bloco. As barras laminadas nas bitolas de 5,50 a 22,50 mm são bobinadas no formador de espiras e o resfriamento é realizado de forma controlada ao longo da linha Stelmor[®]. O resfriamento no leito Stelmor[®] ocorre sobre uma esteira de rolos e é assessorado por ventiladores para promover resfriamento forçado e tampas para proporcionar resfriamento lento, tendo como objetivo resfriar as espiras a taxa de resfriamento adequada para garantir as propriedades físicas e metalúrgicas apropriadas para a aplicação final.

As reduções na seção transversal aplicadas são, em média, distribuídas da seguinte maneira: desbaste – reduções médias (20 a 25 %), intermediário – reduções altas (20 a 30 %) e acabamento – reduções baixas (15 a 20 %). Como regra geral reduções acima de 35 % não devem ser praticadas como o risco de sobrecarregar os motores do laminador, dificultar a mordida do material nos cilindros, aumentar a quantidade de defeitos, dentre outras perturbações (ASSUNÇÃO, 2007). A capacidade de redução em cada cadeira depende do formato do canal, sendo maior do redondo para o oval do que do oval para o redondo (CODA, 2004).

Na prática, a temperatura tem grande influência na laminação, afetando o alargamento e a deformação, as condições de mordida da barra nos cilindros, a resistência à deformação, as propriedades mecânicas e a estrutura metalúrgica do material. A velocidade de laminação influencia principalmente a produtividade do laminador, mas também o alargamento do material na deformação, a carga de laminação, as condições de mordida e a tração entre as cadeiras, (ASSUNÇÃO, 2007). As velocidades finais no laminador variam entre 3 e 100 m/s, de acordo com a bitola final. Nas operações de desbaste e intermediário são usados cilindros de ferro fundido ou aço, e nas operações

acabadoras são usados roletes de carboneto de tungstênio. O diâmetro dos cilindros e roletes diminui de acordo com a sequência de laminação e dimensão da barra laminada.

Os estudos dessa pesquisa foram direcionados para a laminação na bitola de 20 mm. A calibração adotada para laminar Ø 20 mm na linha de laminação Stelmor[®] é composta de 18 passes de conformação, sendo 6 passes no desbaste, 6 passes no primeiro intermediário, 2 passes no segundo intermediário, 2 passes no pré-acabador e 2 passes no acabador.

Com o objetivo verificar o efeito dos principais parâmetros de processo no comportamento metalúrgico foram propostos 8 ciclos de processamento termomecânico, conforme mostra a Tabela 4.2. As nomenclaturas correspondentes a cada condição possuem 2 caracteres com propósito de fazer uma correlação com as relativas características de processo. A descrição do significado de cada caractere utilizado para corresponder as 8 condições está apresentada na Tabela 4.3. As condições foram definidas levando em consideração os recursos disponíveis no processo do laminador utilizado como referência (Figura 4.1). Nas quatro primeiras condições a temperatura de reaquecimento foi de 1100 °C e nas quatro últimas de 1200 °C, sendo que as condições 1P e 2P seriam as condições padrão de processo, ou seja, sem resfriamento acelerado nas etapas do processo, durante e após as deformações. As condições 1S e 2S são similares às condições padrão, porém com resfriamento acelerado no Stelmor[®]. Nas condições 1E e 2E, além do resfriamento acelerado no Stelmor[®], considerou-se um resfriamento acelerado após as deformações para reduzir a temperatura de formação de espiras. Nas condições 1C e 2C foram considerados todos os resfriamentos acelerados considerados nas condições anteriores, incluindo uso de caixas d'água entre as cadeiras 13 e 18.

Tabela 4.2. Características dos 8 ciclos termomecânicos de laminação definidos.

Condição	Temp. Reaquec. (°C)	Taxa resf. final no Stelmor [®] (°C/s)	Temp. formação de espiras (°C)	Resf. Acel. passes 13 a 18
1P	1100	5	930	-
1S	1100	10	930	-
1E	1100	10	860	-
1C	1100	10	860	SIM
2P	1200	5	930	-
2S	1200	10	930	-
2E	1200	10	860	-
2C	1200	10	860	SIM

Tabela 4.3. Descrição da nomenclatura simplificada de 2 dígitos.

1° dígito: Temperatura de forno		2° dígito: Condições de resfriamento			
1	2	P	S	E	C
Temperatura de reaquecimento de 1<u>1</u>00 °C.	Temperatura de reaquecimento de 1<u>2</u>00 °C.	Condição P adrão de processo, ou seja, sem aplicação de resfriamento acelerado em nenhuma etapa.	Condição com resfriamento acelerado das espiras no S telmor [®] .	Condição com resfriamento acelerado para reduzir a temp. do material no formador de E spiras.	Condição com resfriamento acelerado dos passes 13 a 18 através de C aixas d'água.

4.3 Ensaio de torção

O ensaio de torção a quente é uma importante ferramenta na simulação de processos industriais de conformação a quente, pois permite aplicar elevados graus de deformação, característica particularmente importante neste trabalho onde se desejou simular todo o ciclo termomecânico da laminação a quente de fio-máquina. Além disso, o ensaio de torção permite “congelar” a microestrutura a quente através de tratamento térmico de têmpera, possibilitando um acompanhamento da evolução microestrutural tanto de maneira qualitativa quanto quantitativa. Uma limitação do teste de torção está relacionada às baixas taxas de deformação quando comparadas às obtidas em condições industriais.

Nesse desenvolvimento foi escolhido simular todo o processo de laminação via ensaio de torção a quente para que se pudesse obter, em condições laboratoriais controladas e com relativamente baixa quantidade de ruídos, correlações das principais variáveis termomecânicas com a tensão de fluxo média, as características microestruturais e propriedades mecânicas básicas estimadas através da dureza.

Os testes de torção foram realizados usando uma máquina de torção computadorizada. O equipamento possui um sistema que permite a extração rápida da amostra do forno no instante desejado, podendo ser imediatamente temperada em água, resfriada de maneira acelerada com ar comprimido ou simplesmente resfriada ao ar. Os corpos de prova foram usinados com eixo paralelo à direção de laminação, apresentando região de deformação com diâmetro de 7,5 mm e comprimento de 17 mm. O aquecimento da amostra foi realizado com um forno aquecimento por indução com controle de temperatura computadorizado, o que possibilitou o planejamento preciso de diferentes ciclos térmicos. A temperatura das amostras foi controlada com um termopar do tipo R (Pt-Pt 13% Rh) inserido em um furo usinado para essa finalidade em uma das extremidades da amostra. Antes da deformação, os espécimes foram pré-aquecidas por 15 min a temperaturas de 1100 e 1200 °C para austenitização. Após o reaquecimento as amostras foram deformadas em múltiplos passes de torção realizados em temperatura decrescente na faixa de 1190 a 900 °C, sendo aplicadas diferentes deformações e taxas de deformações por passe. Algumas amostras foram temperadas logo após a as

deformações a fim de verificar o estado da microestrutura austenítica. Toda a caracterização metalográfica foi realizada em uma seção correspondente a 90 % do raio externo do corpo de prova, também conhecido como plano sub-superficial (ABAD, et al., 2001).

Em relação à modelagem, os testes de torção puderam ser comparados com o modelo matemático, e de certa forma ser uma referência na validação dos cálculos do modelo quanto às frações amaciadas entre passes, tensão de fluxo média, tamanho de grão e propriedades mecânicas. Essas informações serviram de *insights* sobre possibilidades a serem exploradas nas corridas industriais e foram utilizadas na tomada de decisão de quais controles deveriam ser realizados na laminação. Assim, foram propostas 8 condições considerando diferentes possibilidades de laminação, de maneira que pudessem ser realizadas aproximações dessas condições de processos através de simulações em ensaios de torção.

A Tabela 4.4 apresenta as 8 condições propostas de processo termomecânico de laminação para serem simuladas nos testes de torção a quente. As deformações dos passes foram calculadas através do método de retângulos equivalentes apresentado na seção 3.1.1, considerando a calibração de laminação de 20,0 mm. A deformação média dos passes foi de 0,49 e a soma das deformações de todos os passes foi de 8,77. As deformações equivalentes no ensaio de torção, assim como os valores de tensão verdadeira, foram calculados conforme equações propostas por Fields e Backofen (FIELDS & BACKOFEN, 1957):

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{R}{L} \theta \quad \text{Equação 4.1}$$

e

$$\sigma = \frac{3,3\sqrt{3}}{2\pi} \frac{\tau}{R^3} \quad \text{Equação 4.2}$$

Onde R e L o raio e o comprimento da amostra, respectivamente e τ e θ o valor medido do torque e da deformação angular. As amostras ficaram, durante todo o ensaio, imersas em gás argônio com o propósito de se evitar oxidação superficial bem como decarbonetação e desnitreção das mesmas.

As taxas de deformação foram calculadas conforme descrito na equação 3.8. No processo industrial as taxas de deformação para esse diâmetro chegam no passe final a $126,8 \text{ s}^{-1}$. Visto que a taxa de deformação máxima permissível no equipamento de torção utilizado é de $5,0 \text{ s}^{-1}$, as taxas de deformação a partir do passe 7 foram reduzidas em relação às utilizadas em escala industrial para esse valor. Os tempos entre passes considerados foram bem próximos valores reais na laminação, e o tempo total de processamento até o último passe foi de aproximadamente 100 s.

Tabela 4.4. Parâmetros termomecânicos propostos para simulação no ensaio de torção a quente (condição original).

Passo	$de/dt, s^{-1}$	t_{ep}, s	tempo, s	ε	T(1P), °C	T(1S), °C	T(1E), °C	T(1C), °C	T(2P), °C	T(2S), °C	T(2E), °C	T(2C), °C
Forno de reaquecimento			0		1100	1100	1100	1100	1200	1200	1200	1200
1	0,7	14,0	10,0	0,37	1087	1087	1087	1087	1187	1187	1187	1187
2	1,0	13,5	24,0	0,41	1069	1069	1069	1069	1169	1169	1169	1169
3	1,7	8,7	37,5	0,59	1051	1051	1051	1051	1151	1151	1151	1151
4	2,0	6,7	46,2	0,46	1040	1040	1040	1040	1140	1140	1140	1140
5	3,6	5,3	52,9	0,66	1031	1031	1031	1031	1131	1131	1131	1131
6	4,5	10,0	58,3	0,58	1024	1024	1024	1024	1124	1124	1124	1124
7	7,3	2,9	68,2	0,62	1011	1011	1011	1011	1111	1111	1111	1111
8	10,2	2,1	71,1	0,63	1008	1008	1008	1008	1108	1108	1108	1108
9	16,2	1,6	73,2	0,60	1005	1005	1005	1005	1105	1105	1105	1105
10	17,1	2,3	74,8	0,51	1003	1003	1003	1003	1103	1103	1103	1103
11	28,9	1,5	77,1	0,55	1000	1000	1000	1000	1100	1100	1100	1100
12	21,5	4,5	78,7	0,29	998	998	998	998	1098	1098	1098	1098
13	44,6	1,3	83,2	0,57	992	992	992	962	1092	1092	1092	1062
14	44,8	9,3	84,5	0,39	990	990	990	960	1090	1090	1090	1060
15	71,7	0,4	93,8	0,43	978	978	978	918	1078	1078	1078	988
16	63,8	5,1	94,3	0,28	977	977	977	917	1077	1077	1077	987
17	131,9	0,1	99,3	0,53	971	971	971	911	1071	1071	1071	951
18	126,8	4,5	99,4	0,32	971	971	971	911	1071	1071	1071	951
Formador de espiras			104,0		930	930	860	860	930	930	860	860
Fim (550°C)					TR=5°C/s	TR=10°C/s	TR=10°C/s	TR=10°C/s	TR=5°C/s	TR=10°C/s	TR=10°C/s	TR=10°C/s

Na condição de simulação 1P, a temperatura de reaquecimento foi de 1100 °C por 15 minutos. Nessa condição, considerou-se uma taxa de resfriamento média de 1,3 °C/s. A temperatura de formação de espiras objetivada foi de 930 °C, seguida de taxa de resfriamento de 5,0 °C/s até 550 °C, a temperatura final de ensaio. Essa última taxa de resfriamento é importante pois simula a condição de resfriamento das espiras no leito de resfriamento Stelmor[®]. A condição 1S é similar à condição 1P, sendo a única diferença a taxa de resfriamento após a temperatura de formação de espiras que subiu para 10,0 °C/s. A condição 1E é similar à condição 1S, porém considerando temperatura de formação de espira de 860 °C, ou seja, 70 °C abaixo da temperatura da condição 1S. Na condição 1C considerou-se um resfriamento acelerado a partir do passe 13, simulando uma condição de resfriamento forçado na laminação a quente através de caixas d'água. A taxa de resfriamento média entre os passes 13 e 18 foi de 5 °C/s. Os demais parâmetros dessa condição foram similares à condição 1E.

Na condição termomecânica 2P considerou-se temperatura de forno de reaquecimento de 1200 °C, mais alta que a utilizada nas quatro condições anteriores. A taxa de resfriamento média durante a deformação foi de 1,3 °C/s. A temperatura de formação de espiras foi de 930 °C e a de taxa de resfriamento até o fim do ensaio de 5,0 °C/s. A condição 2S é similar à condição 2P, sendo a diferença a taxa de resfriamento após a temperatura de formação de espiras de 10,0 °C/s. A condição 2E é similar à condição 2S, sendo a diferença a temperatura de formação de espira de 860 °C. Assim como na condição 1C, na condição 2C considerou-se um resfriamento acelerado a partir do passe 13. A taxa de resfriamento média entre os passes 13 e 18 foi de 5 °C/s. A temperatura de formação de espiras e a taxa de resfriamento final dessa condição foram similares às da condição 2E.

4.4 Testes de dilatometria

Nos testes de dilatometria foi utilizado um dilatômetro Bhal DIL805D e corpos de prova cilíndricos de 5 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento. Em todos os experimentos foi realizado um tratamento térmico inicial (1200 °C, 10 min) para assegurar a dissolução do Nb precipitado. Em seguida as amostras foram aquecidas e

temperadas em diversas temperaturas para que pudesse ser determinado o tamanho de grão austenítico inicial desejado. Para a construção das curvas de transformação as amostras foram aquecidas até a temperatura inicial, quando então foram determinadas as temperaturas Ac_1 e Ac_3 , e em seguida resfriadas de modo controlado a taxas constantes que variaram entre 0,1 e 20 ° C/s. As temperaturas de início e de fim de formação da martensita (M_s e M_f) foram obtidas com as amostras resfriadas em água. Mais detalhes do método utilizados nos ensaios de dilatação serão apresentados na seção 5.2.

4.5 Modelagem matemática

Para a construção de um modelo matemático atualizado capaz de prever a evolução da microestrutura durante a laminação a quente foram selecionadas uma série de equações que descrevem eventos metalúrgicos individuais em cada passe, e essas foram agrupadas em uma sequência lógica de maneira que a partir dos principais parâmetros de entrada do processo o modelo pudesse fornecer uma saída representativa das condições microestruturais e mecânicas das ligas. As Figuras 4.2 e 4.3 apresentam os fluxogramas descrevendo as sequências lógicas dos principais eventos metalúrgicos utilizados pelo modelo matemático para aços CMn e aços microligados, respectivamente. O modelo foi construído em uma planilha do software Microsoft Excel[®], sendo utilizada uma série de cálculos infinitesimais para que pudessem ser descritos em detalhes os eventos metalúrgicos que acontecem entre um passe e outro. Foram utilizados recursos de saídas gráficas temporais e por passe para que pudessem ser acompanhadas as evoluções metalúrgicas do material e comparados comportamentos de diferentes ligas e condições de processo. Nas seções de resultados e discussão do modelo matemático serão apresentados mais detalhes dos cálculos realizados e várias possibilidades que podem ser exploradas com essa ferramenta para desenvolvimento de processos, otimização de ligas e previsão de propriedades mecânicas *off-line* e até mesmo *on-line*.

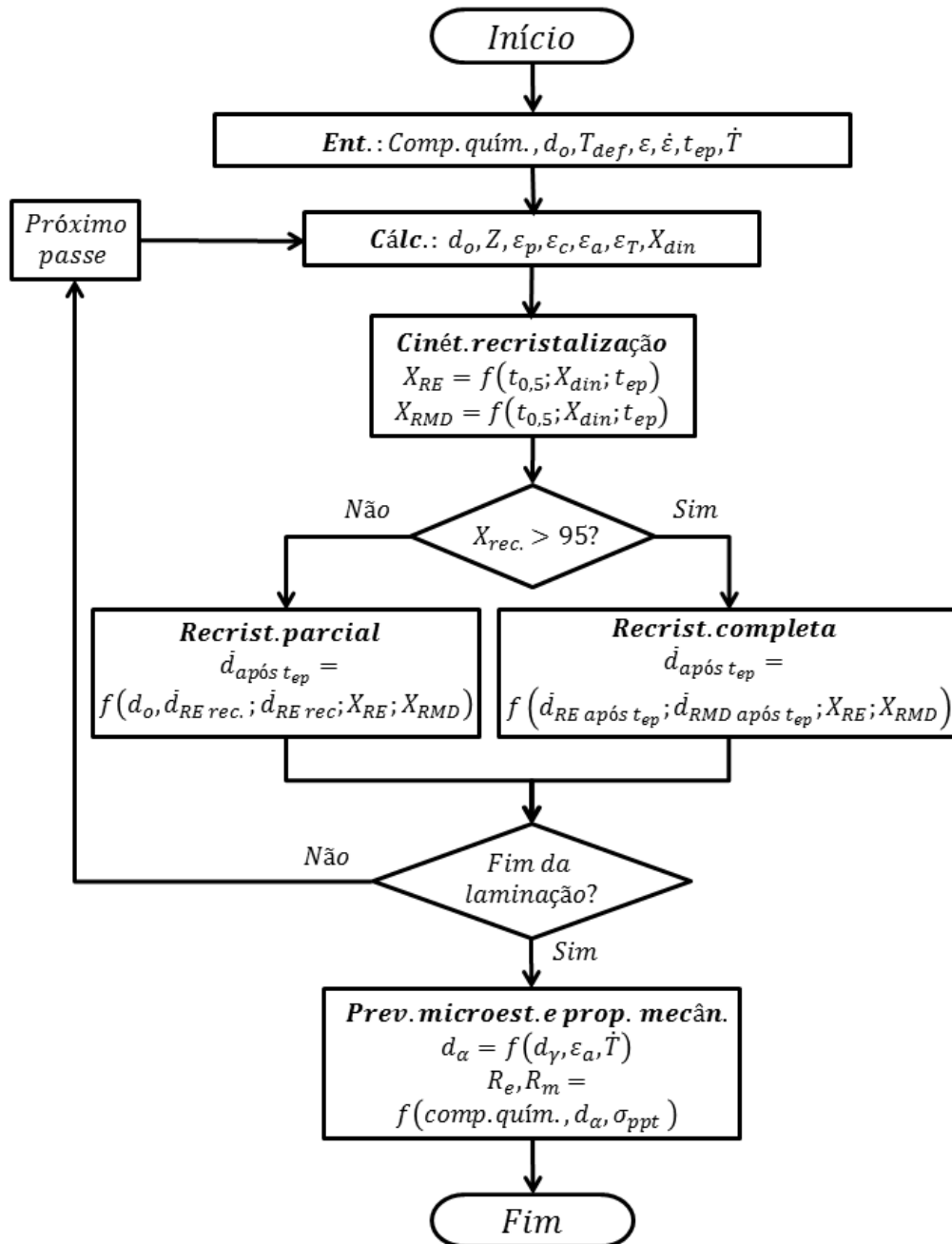


Figura 4.2. Fluxograma do modelo matemático descrevendo a sequência lógica dos principais eventos metalúrgicos para aços CMn.

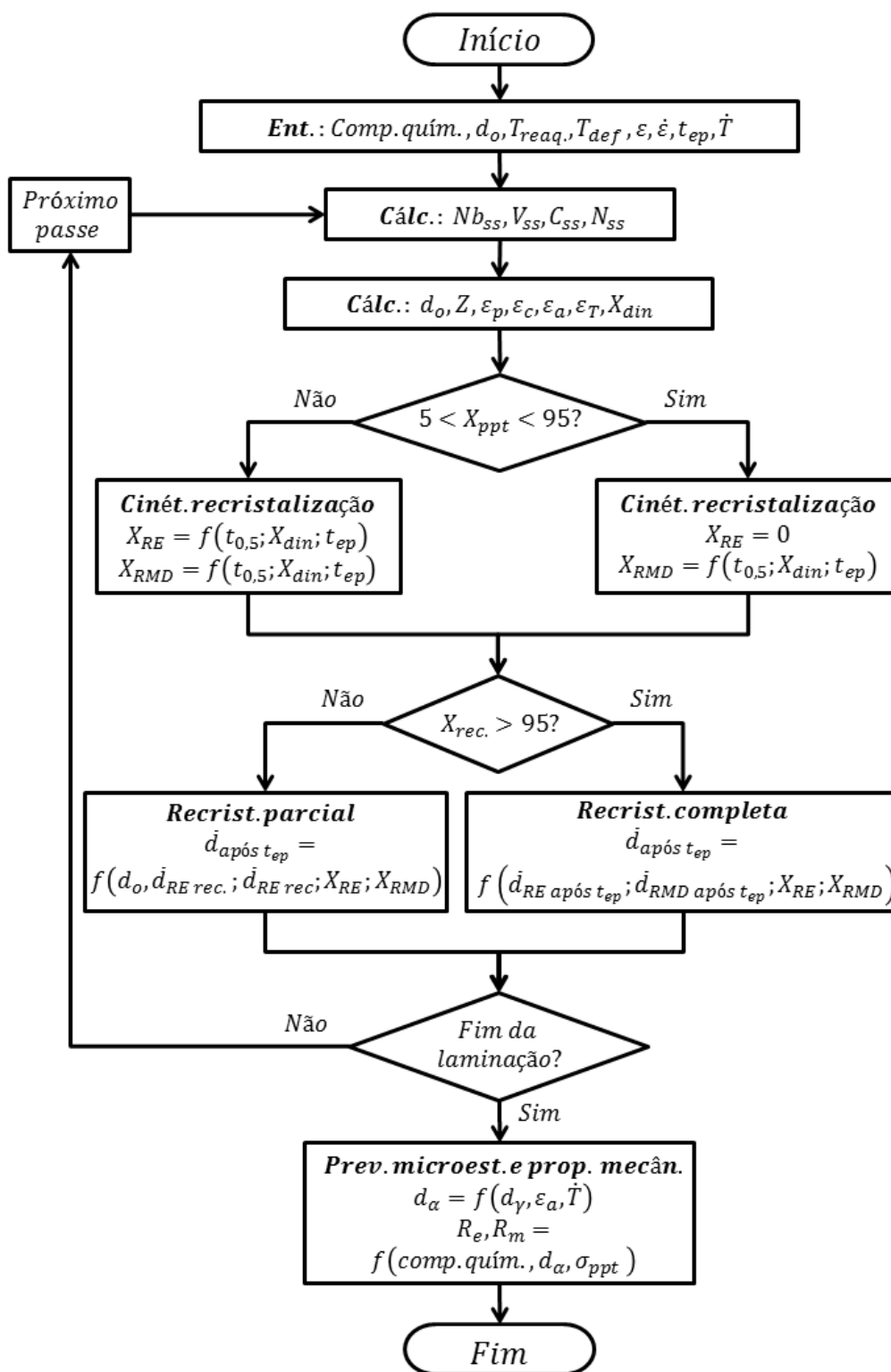


Figura 4.3. Fluxograma do modelo matemático descrevendo a sequência lógica dos principais eventos metalúrgicos para aços microligados.

4.6 Caracterização da microestrutura

4.6.1 Extração de amostras industriais para caracterização da austenita

A partir das análises e conclusões obtidas nos ensaios de torção a quente, na dilatométrica e na modelagem matemática foram definidas variáveis termomecânicas apropriadas para fabricação de corridas industriais. Foram retiradas amostras da linha industrial para que as microestruturas pudessem ser comparadas com os resultados previstos pelo modelo matemático. As amostras foram retiradas após o passe 12, com diâmetro de ~35 mm, e após o passe 18 com a amostra no diâmetro final de 20 mm. As amostras foram cortadas pelas tesouras em linha e resfriadas imediatamente em salmoura com intensa agitação durante 60 s.

4.6.2 Preparação metalográfica

A preparação metalográfica foi realizada através da montagem das amostras em baquelite, seguido de lixamento usando lixas de carboneto de silício e polimento com pastas de diamante de 6 e 1 μm . Para revelar os contornos de grão prévios da austenita as amostras imersas por 180 s em uma solução aquosa saturada de ácido pícrico contendo HCl e detergente de sódio dodecilbenzeno, comumente conhecido como Teepol[®]. A microestrutura final foi revelada com solução aquosa de nital 2 %. As microestruturas foram caracterizadas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Os tamanhos de grãos da austenita anterior e da ferrita a temperatura ambiente foram medidos pelo método do intercepto, de acordo com a norma ASTM E112 (ASTM-E112, 2003).

4.7 Ensaios mecânicos

Os testes de tração foram realizados em uma máquina Instron de 600 kN, 6 amostras por condição de laminação, de acordo com a ASTM-A370 (ASTM-A370, 2017). Utilizou-se área de secção transversal nominal das barras para calcular os valores de tensão, e para os valores de alongamento foi considerado o comprimento útil da

amostra. As medidas de microdureza foram realizadas em um microdurômetro marca Shimadzu pelo método Vickers, com carga de 1 kg (10 N)

4.8 Microscopia eletrônica de transmissão

A caracterização dos precipitados foi realizada em um microscópio eletrônico de transmissão (MET). Foi utilizado um microscópio marca PHILIPS CM12 STEM, equipado com um espectrômetro de dispersão de energia EDAX PV 9900 com potência de 100 kV.

A análise dos precipitados foi realizada por meio de réplicas de carbono. Com essa técnica, é possível medir o tamanho dos precipitados, realizar uma análise qualitativa da composição química via espectrometria de dispersão de energia (EDS), mas não é possível medir a fração volumétrica e não é possível identificar onde os precipitados estão localizados. Outra questão é que os precipitados menores formados na ferrita são difíceis de serem visualizados nas réplicas (KUNDU, março de 2011).

As réplicas foram obtidas depositando carbono em um evaporador Balzers Mikro Ba 3 na superfície de amostras previamente polidas e atacadas com nital 2 %. O filme de carbono foi arrancado da amostra ao introduzi-la em água destilada depois de ser atacada em uma solução de nital 10 %. Posteriormente, foram utilizadas redes de cobre, ouro e níquel, com as quais as réplicas foram coletadas e introduzidas no microscópio. A escolha do material da rede foi feita de acordo com a natureza dos precipitados observados.

4.9 Testes de soldagem

Para a avaliação da soldabilidade foram realizados testes de soldagem em barras laminada a quente de 500 mm. O esboço da junção com seus principais parâmetros está mostrado na Figura 4.4. O tipo de emenda escolhido foi o por transpasse, onde foram aplicados dois cordões de solda longitudinais com comprimento de $5\varnothing$ e afastados um do outro de $5\varnothing$, conforme estabelece a AWS D1.4 (AWS, D1.4-92). O processo

aplicado foi soldagem por eletrodo revestido usando o eletrodo E 7018 com \varnothing 2,5 mm para a raiz e \varnothing 3,5 mm para o acabamento, guardados em estufa a temperatura de 60 °C para eliminação da umidade.

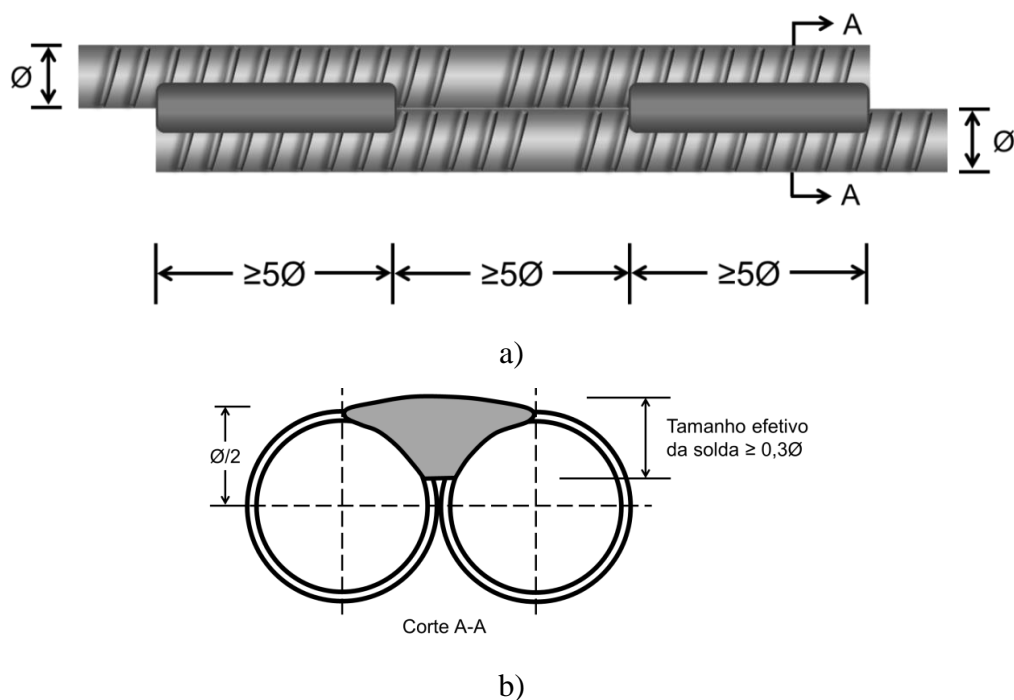


Figura 4.4. Esboço seção a) longitudinal e b) transversal da solda por transpasse realizada nas barras laminadas a quente.

5 Resultados

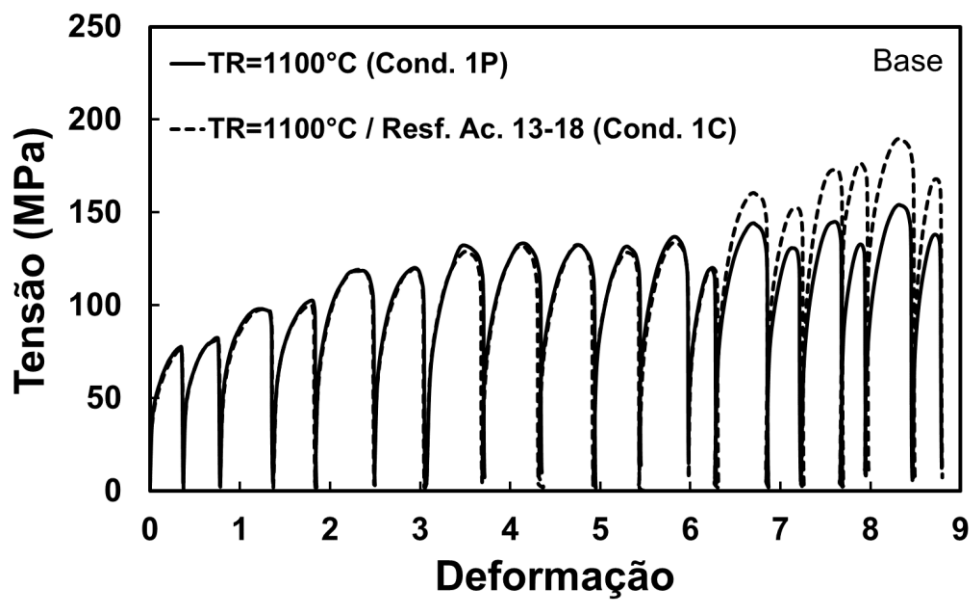
5.1 Torção a quente

As condições termomecânicas da laminação a quente foram simuladas em laboratório via ensaios de torção a quente com o objetivo de se avaliar o comportamento das curvas de fluxo, a microestrutura austenítica obtida após deformação e a microestrutura final de processo à temperatura ambiente. A partir dos resultados obtidos nos experimentos de simulação foi possível obter um melhor entendimento do comportamento metalúrgico dos aços estudados na laminação a quente de fio-máquina. Os resultados estão apresentados a seguir em duas seções: a) Curvas tensão-deformação e b) Microestruturas.

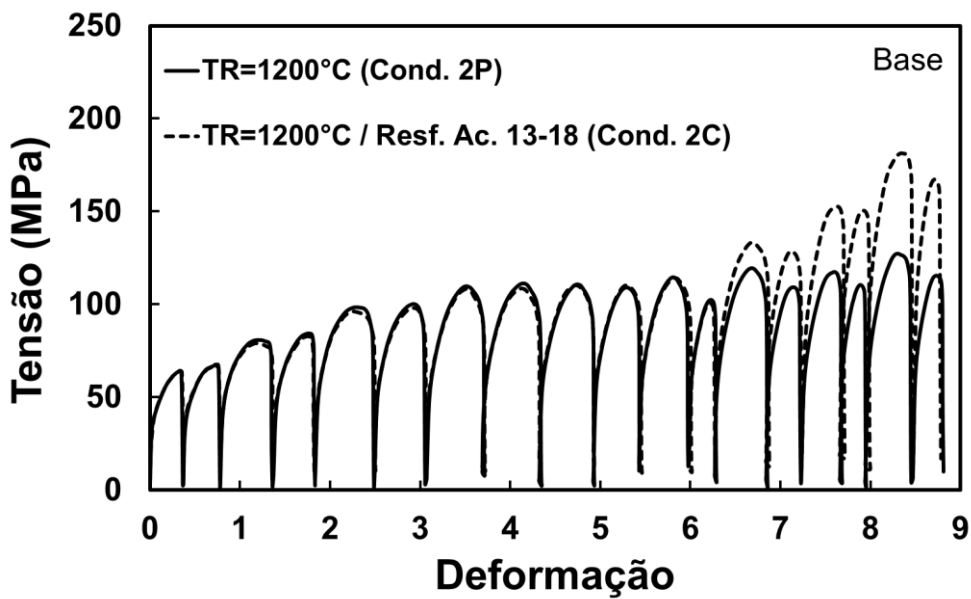
5.1.1 Curvas tensão-deformação

As Figuras 5.1, 5.2 e 5.3 mostram as curvas tensão-deformação para as ligas Base, V e VNb. Em termos de curva tensão-deformação, as condições 1S e 1E são idênticas à condição 1P, e as condições 2S e 2E são idênticas à condição 2P. Sendo assim, pode-se considerar basicamente 4 comportamentos de curvas tensão-deformação: 1P, 1C, 2P e 2C.

Foi observado um aumento contínuo no nível de tensão das curvas de fluxo nos 6 primeiros passes de deformação da Figura 5.1a, que representam a laminação de desbaste da liga Base na condição 1P. Esse comportamento é de certa forma esperado visto que no desbaste o tempo entre passes é relativamente longo, o que permite quedas consideráveis de temperaturas, além do aumento da taxa de deformação em função da conservação de volume que levam a um aumento no nível de tensão. Nos 12 passes seguintes, que representam as etapas de laminação 1ª intermediário (6 passes), 2ª intermediário (2 passes), pré-acabador (2 passes) e acabador (2 passes), o nível de tensão se manteve quase constante. O perfil das curvas tensão-deformação na condição 1P indica a ocorrência de amaciamento completo entre os passes, sendo os mecanismos de amaciamento mais prováveis a recristalização estática e/ou metadinâmica.



a)



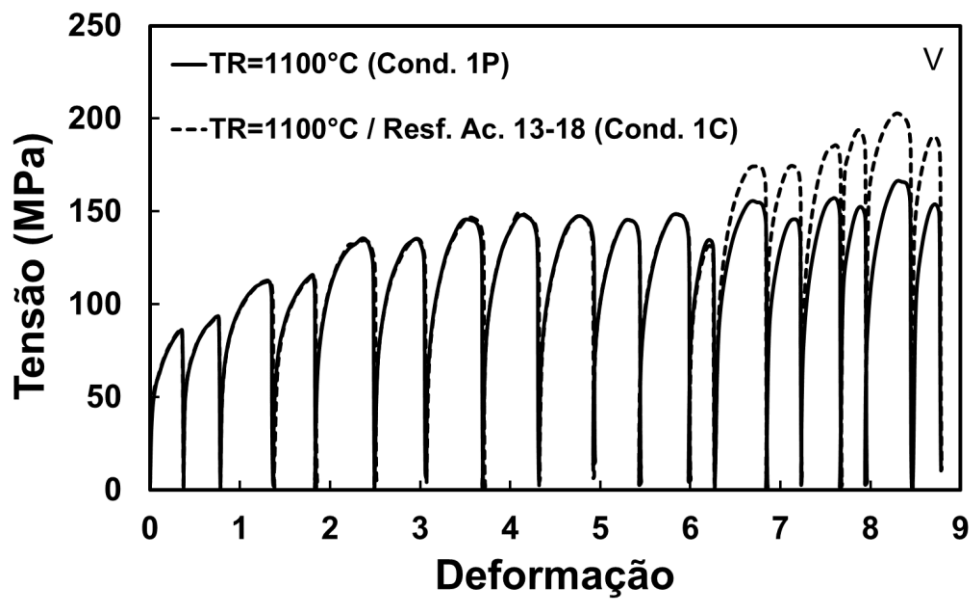
b)

Figura 5.1. Curvas tensão-deformação da liga Base nas condições a) 1P e 1C e nas condições b) 2P e 2C.

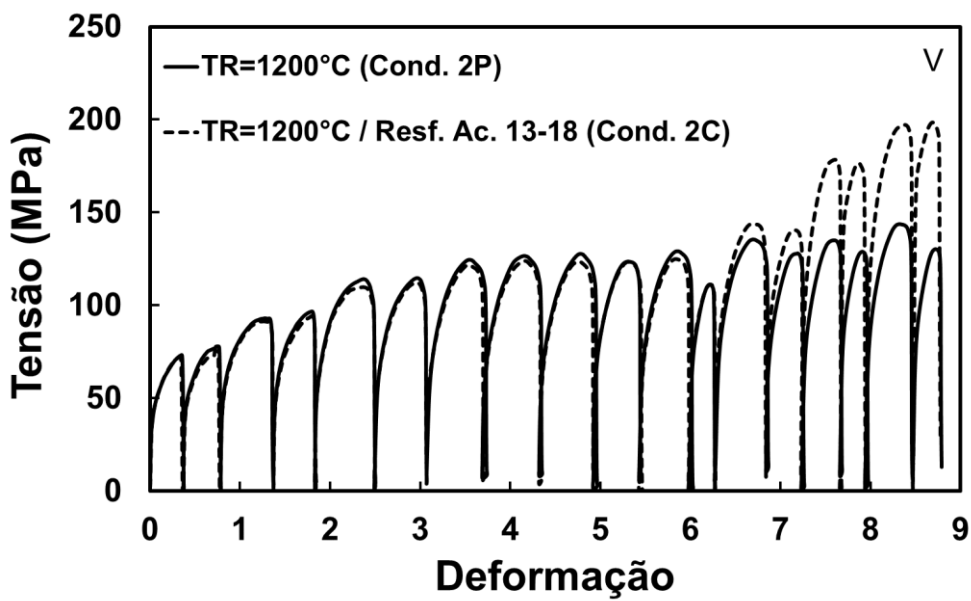
As curvas tensão-deformação na condição 1C são idênticas às da condição 1P até o passe 12. Nos 6 últimos passes dessa condição o nível das tensões de fluxo foi mais alto, provocado principalmente pela queda mais acentuada de temperatura. Contudo, observou-se que nesses passes houve amaciamento completo entre as deformações, mesmo nos 4 últimos passes onde a deformação ocorreu a temperaturas inferiores a 920 °C e com tempos entre passes relativamente curtos após os passes 15 e 17 (< 0,5 s).

O comportamento das curvas tensão-deformação nas condições 1P e 1C (Figura 5.1a) foi bastante similar às condições de temperatura de reaquecimento de 1200 °C (Figura 5.1b), porém os níveis de tensão de fluxo foram mais baixos que nas condições anteriores. Da mesma forma, observou-se nessas condições um amaciamento completo entre passes.

As curvas de fluxo das ligas V e VNb apresentam comportamentos similares. O perfil das curvas tensão-deformação nas condições 1P e 2P dessas ligas (Figura 5.2a e Figura 5.3a) foi o mesmo da liga Base, ou seja, houve um aumento contínuo no nível de tensão nos 6 primeiros passes de deformação, e nos últimos 12 passes o nível de tensão se manteve constante. O nível máximo de tensão das ligas V e VNb variou entre 5 e 15 MPa acima da liga Base. As curvas tensão-deformação indicam amaciamento completo entre todos os passes das condições 1P e 2P. Os níveis de tensão nas condições 1C e 2C foram superiores nos passes 13 a 18. Observou-se, pelo aspecto das curvas de fluxo, um amaciamento parcial e um acúmulo de deformação entre os passes 15-16 e 16-17 da condição 1C dessas duas ligas. Houve também um amaciamento parcial nos últimos passes de deformação da condição 2P dessas mesmas ligas, entretanto o acúmulo de deformação nesta condição aconteceu entre os passes 15-16 e 17-18.

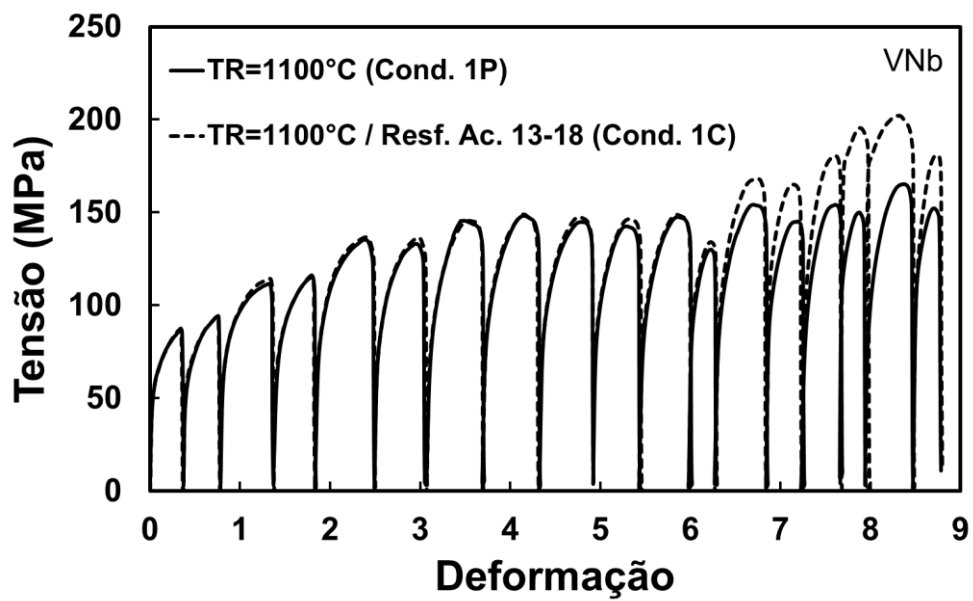


a)

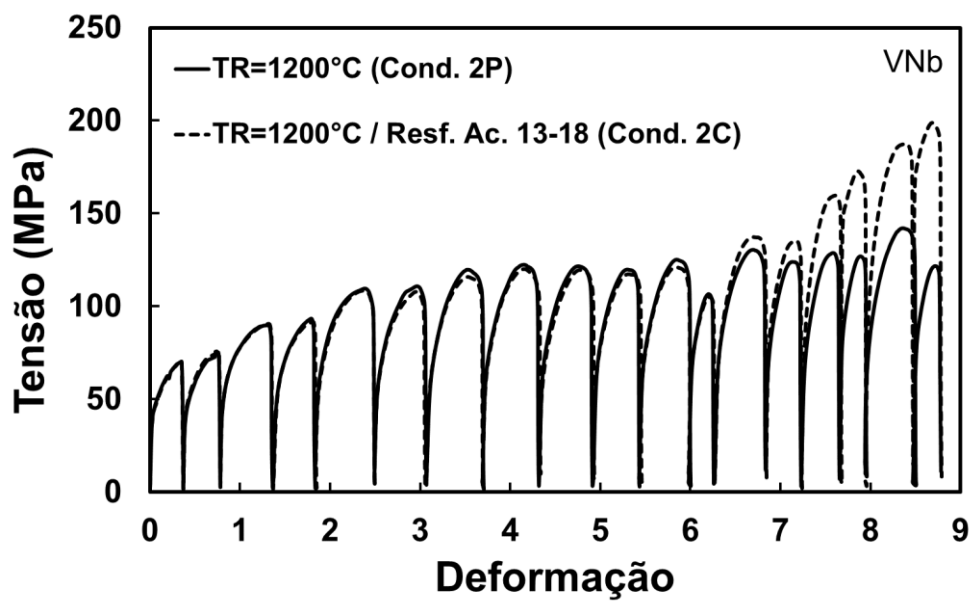


b)

Figura 5.2. Curvas tensão deformação da liga V nas condições a) 1P e 1C e nas condições b) 2P e 2C.



a)



b)

Figura 5.3. Curvas tensão deformação da liga VNb nas condições a) 1P e 1C e nas condições b) 2P e 2C.

5.1.2 Microestruturas

Com objetivo de avaliar as microestruturas austeníticas anteriores das 3 ligas nos 4 diferentes ciclos de deformação foram realizados resfriamentos instantâneos de amostras nas temperaturas de simulações correspondentes à temperatura de formação de espiras, ou seja, ~ 3 s após a última deformação. A Figura 5.4 mostra os grãos austeníticos da liga Base nas condições 1P, 1C, 2P e 2C. Os grãos apresentaram formatos equiaxiais em todas as condições, o que é típico de grãos recristalizados, e com distribuição homogênea, sendo que as microestruturas mais refinadas foram obtidas nas condições 1C ($21,4 \pm 10,8 \mu\text{m}$) e 2C ($26,8 \pm 12,8 \mu\text{m}$). Nos contornos de grão da micrografia da condição 2C pôde-se observar a presença de grãos de ferrita pró-eutetoide, indicando que nessa condição ou a temperatura de início de resfriamento final estava abaixo de Ar_3 ou a taxa de resfriamento para têmpera não foi completamente eficiente. Apesar disso, nessa microestrutura foi possível estimar o TGA assim como nas demais condições.

A Figura 5.5 apresenta a microestrutura austenítica da liga V para as 4 condições de teste. O TGA dessa liga, independentemente da condição de processamento, foi menor se comparado à liga Base. Observou-se uma distribuição de grãos bastante homogênea e grãos com formatos equiaxiais. Assim como a liga Base, a liga V apresentou microestrutura mais refinada nas condições 1C ($11,4 \pm 7,4 \mu\text{m}$) e 2C ($11,7 \pm 8,4 \mu\text{m}$).

A microestrutura austenítica observadas na liga VNb foi ainda mais refinada que a da liga V, conforme mostra a Figura 5.6. As microestruturas dessa liga apresentaram distribuição homogênea de grãos em todas as condições analisadas. As condições 1P, 1C e 2P apresentaram grãos equiaxiais, ao contrário da condição 2C onde se observou grãos com formato alongado, típico de microestrutura com acúmulo de deformação e ausência de recristalização. A microestrutura com essa característica é um indicativo de ocorrência de precipitação induzida por deformação. Assim como as demais ligas, nesta liga as microestruturas mais refinadas foram obtidas nas condições 1C ($8,5 \pm 5,7 \mu\text{m}$) e 2C ($6,2 \pm 4,3 \mu\text{m}$).

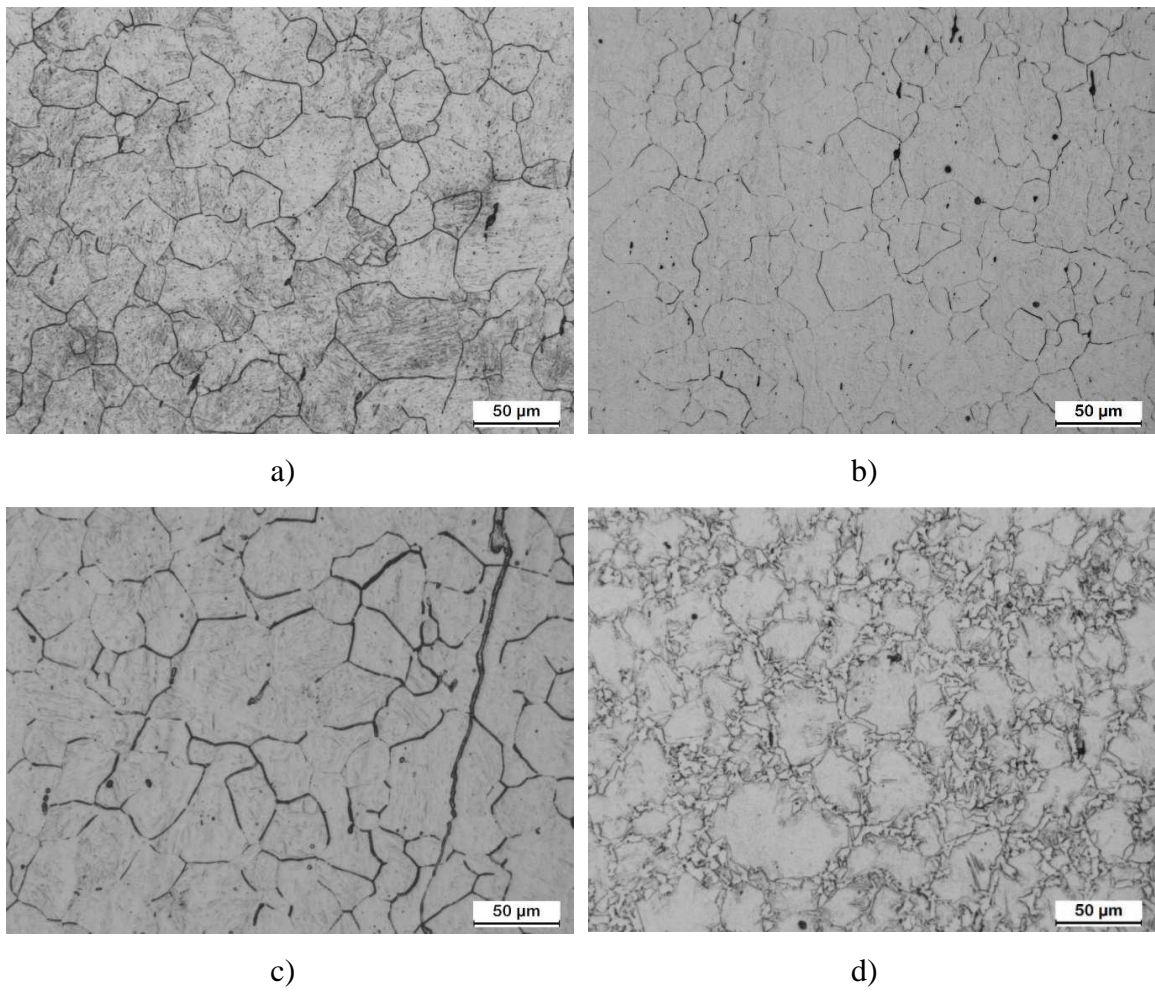


Figura 5.4. Microestrutura austenítica da liga Base na temperatura de formação de espiras, nas condições a) 1P, b) 1C, c) 2P e d) 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente teepol + sabão neutro, aumento de 200x.

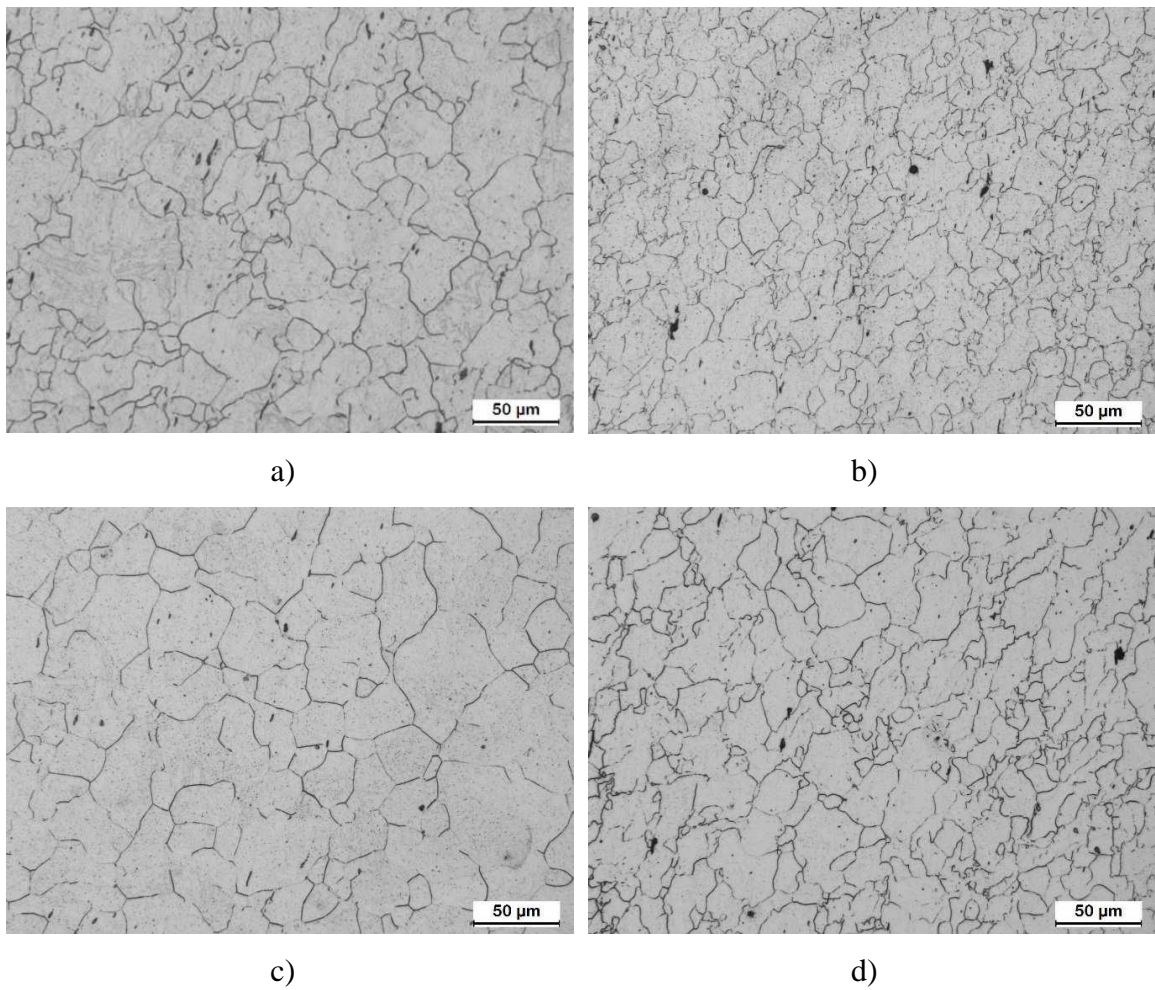


Figura 5.5. Microestrutura austenítica da liga V na temperatura de formação de espiras, nas condições a) 1P, b) 1C, c) 2P e d) 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente teepol + sabão neutro, aumento de 200x.

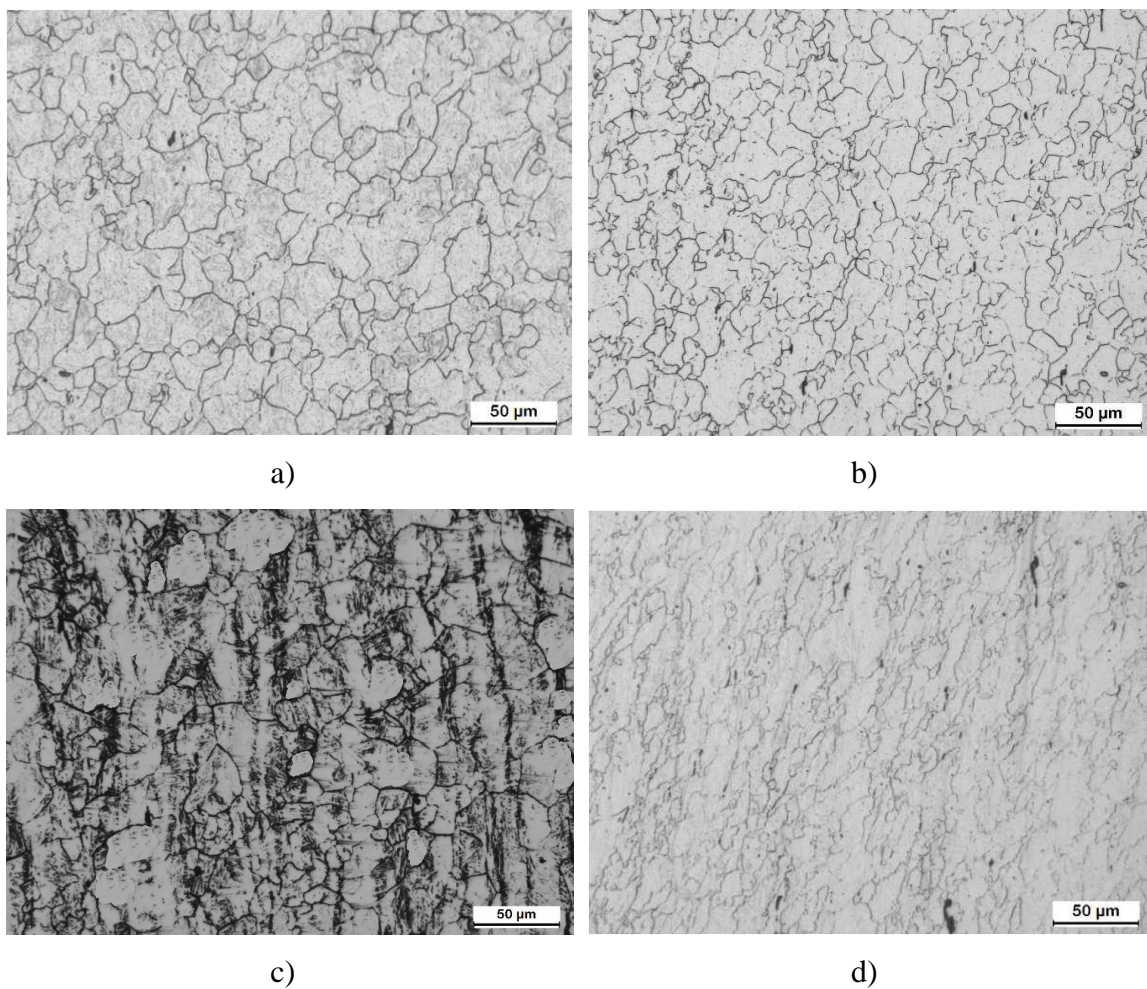


Figura 5.6. Microestrutura austenítica da liga VNb na temperatura de formação de espiras, nas condições a) 1P, b) 1C, c) 2P e d) 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente teepol + sabão neutro, aumento de 200x.

A Tabela 5.1 mostra o tamanho de grão austenítico das ligas Base, V e VNb nas condições de ensaio 1P, 1C, 2P e 2C.

Tabela 5.1. Tamanhos de grãos austeníticos temperatura equivalente ao momento de formação de espiras.

Liga	Tamanho de grão austenítico (torção: após passe 18), μm			
	1P	1C	2P	2C
Base	$25,1 \pm 14,1$	$21,4 \pm 10,8$	$34,1 \pm 16,6$	$26,8 \pm 12,8$
V	$21,5 \pm 14,3$	$11,4 \pm 7,4$	$22,7 \pm 11,4$	$11,7 \pm 8,4$
VNb	$12,1 \pm 7,8$	$8,5 \pm 5,7$	$13,8 \pm 7,9$	$6,2 \pm 4,3$

As Figuras 5.7 a 5.9 mostram as microestruturas finais das amostras após serem submetidas às 8 condições termomecânicas propostas. A Figura 5.7 mostra as microestruturas da liga Base. Em todas as condições, o constituinte predominante foi a perlita, com presença em menor quantidade de ferrita poligonal e ferrita de Widmstätten. Em uma análise qualitativa, a microestrutura encontrada nessa liga apresentou baixa fração de ferrita, e por isso não foi realizada uma análise quantitativa do TGF.

A Figura 5.8 mostra as microestruturas finais da liga V nas 8 condições de ensaio. Ao contrário da liga Base, a fase predominante nessa liga foi ferrita poligonal, mas com presença considerável de bainita, ferrita acicular, perlita e martensita. As quantidades relativas dessas fases variaram em função do histórico de deformação. As microestruturas com frações de fases predominantemente aciculares foram obtidas nas condições 1S, 1E, 2S e 2E, ou seja, condições de processo sem o uso de caixas d'água mas com resfriamento acelerado no Stelmor[®]. Essas foram também as condições onde se pôde observar maior refino da microestrutura, conforme mostra a Tabela 5.2.

Assim como a liga V, a liga VNb apresentou como fase predominante a ferrita poligonal, e presença considerável de bainita, ferrita acicular, perlita e martensita, sendo que as quantidades relativas dessas fases variaram com a condição aplicada. As microestruturas com frações de fases predominantemente aciculares foram obtidas nas condições 2S e 2E, sendo igualmente essas as condições de maior refino microestrutural.

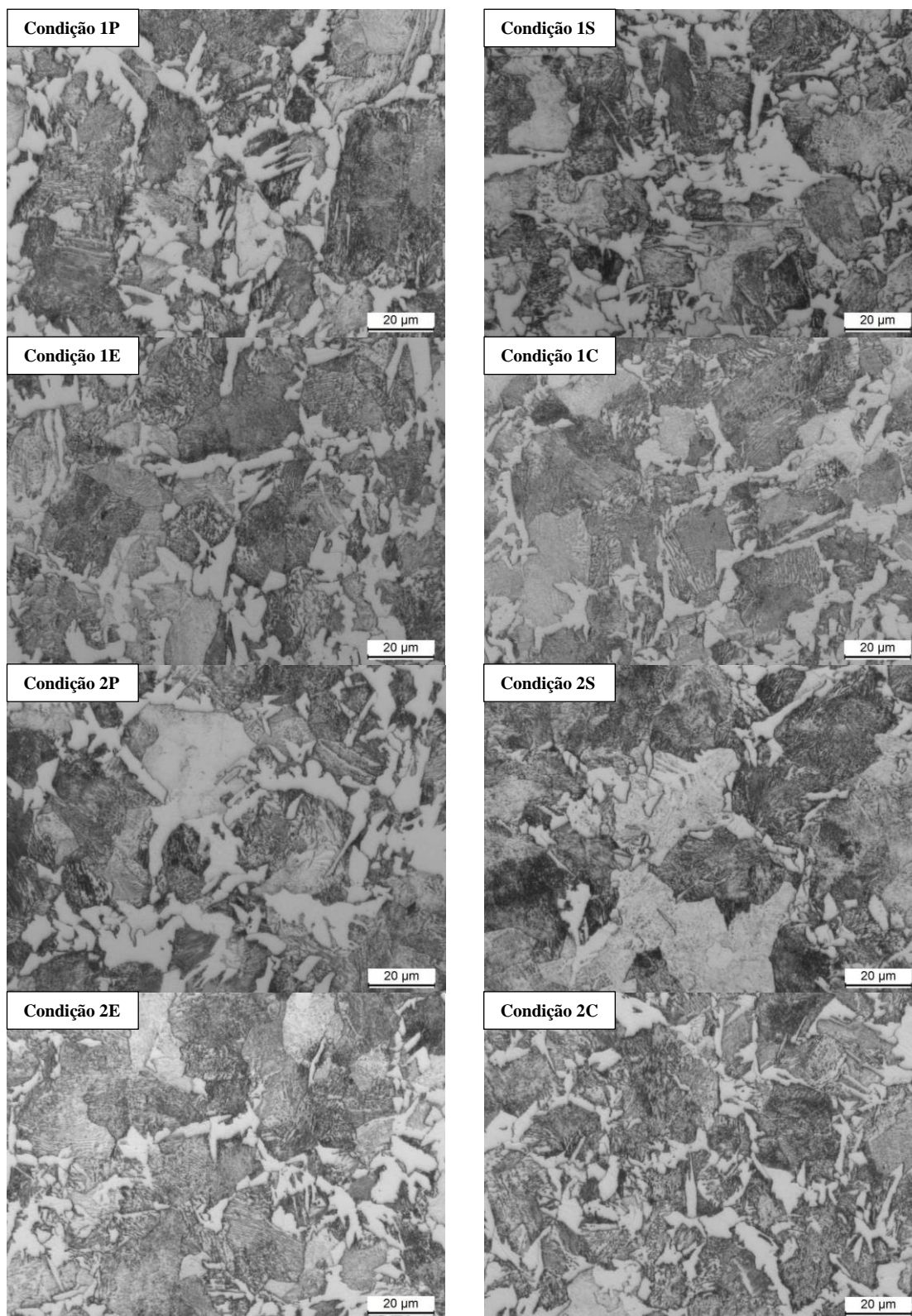


Figura 5.7. Microestruturas finais da liga Base após ensaios de torção a quente nas condições de processamento de 1P a 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital 2 %, aumento de 500x.

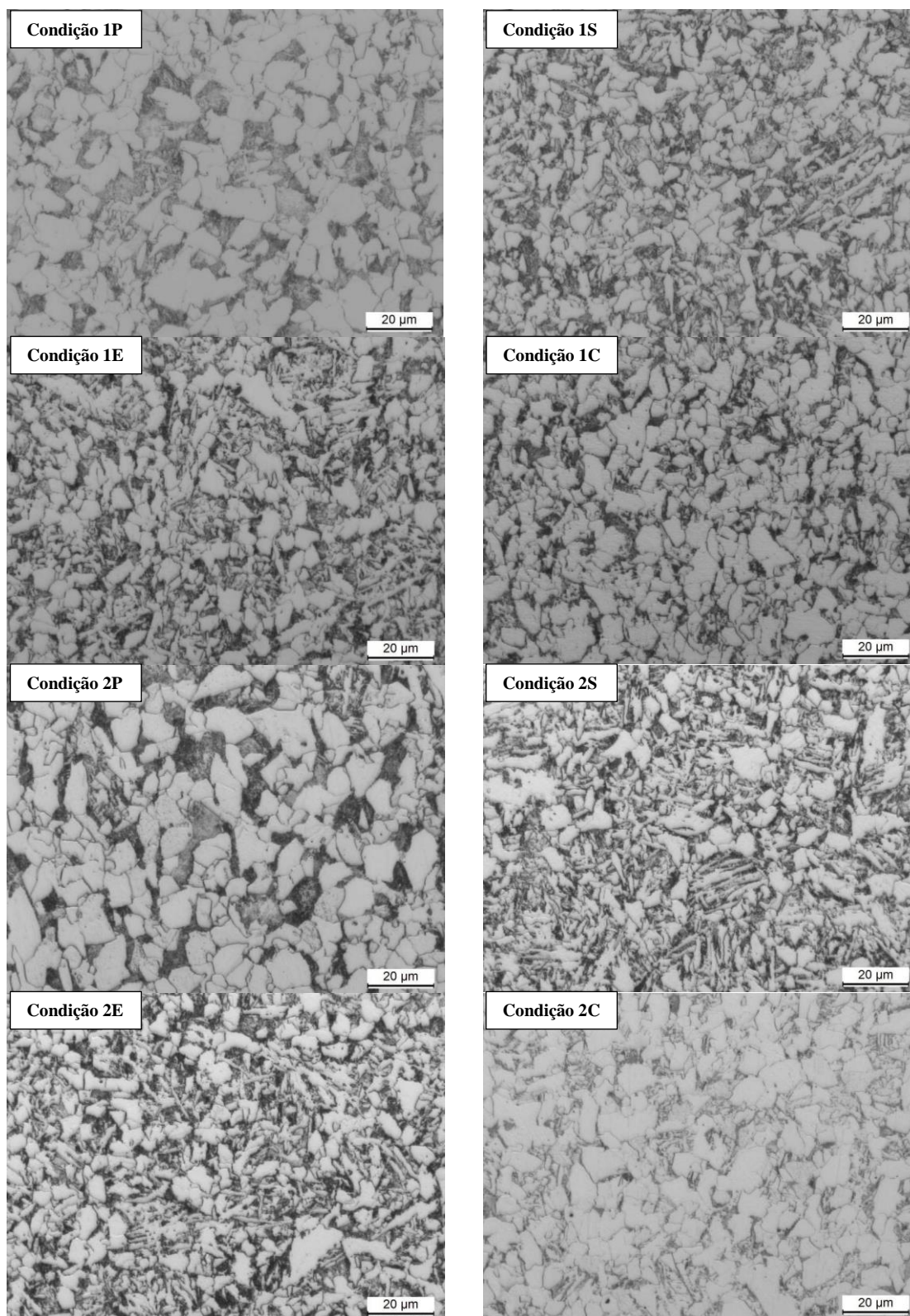


Figura 5.8. Microestruturas finais da liga V após ensaios de torção a quente nas condições de processamento de 1P a 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital 2 %, aumento de 500x.

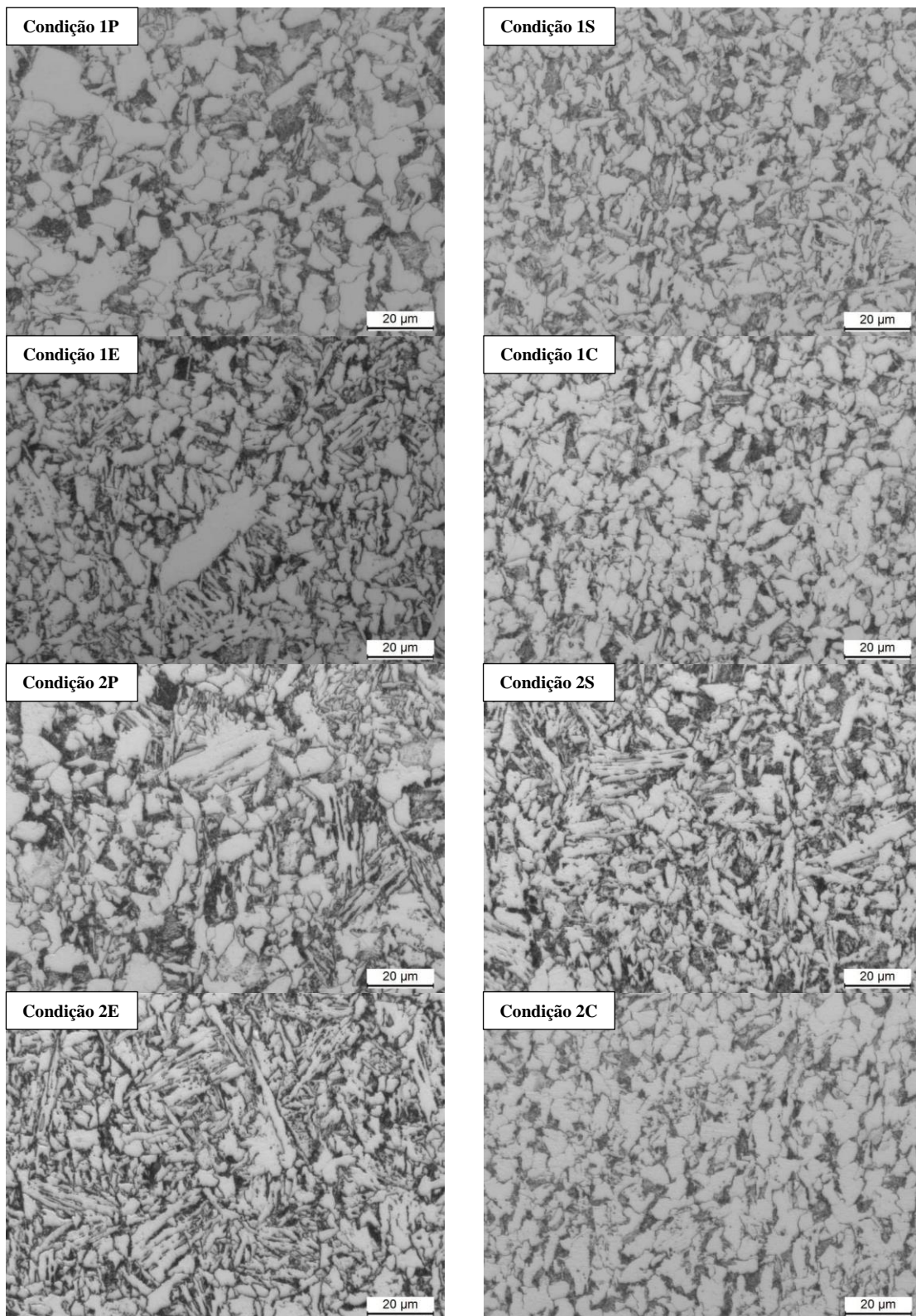


Figura 5.9. Microestruturas finais da liga VNb após ensaios de torção a quente nas condições de processamento de 1P a 2C. Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital 2 %, aumento de 500x.

Tabela 5.2. Tamanhos de grãos ferríticos finais após as simulações em torção a quente.

Liga	Tamanho de grão ferrítico, μm							
	1P	1S	1E	1C	2P	2S	2E	2C
V	$5,3 \pm 0,7$	$3,2 \pm 0,4$	$3,1 \pm 0,3$	$3,5 \pm 0,3$	$4,7 \pm 0,5$	$3,0 \pm 0,4$	$3,0 \pm 0,3$	$4,4 \pm 0,5$
VNb	$5,3 \pm 0,6$	$3,7 \pm 0,4$	$4,0 \pm 0,5$	$3,7 \pm 0,2$	$4,0 \pm 0,6$	$3,2 \pm 0,4$	$2,8 \pm 0,4$	$3,8 \pm 0,4$

5.2 Dilatometria

Nesta seção serão apresentados os testes de dilatometria realizados para obtenção das curvas de transformação no resfriamento contínuo (TRC). Uma vez que as curvas TRC dependem do tamanho de grão austenítico anterior, foram propostas diferentes condições de aquecimento das amostras para se obter o tamanho de grão desejado. O objetivo inicial desses testes de ciclagem térmica foi obter granulometria das microestruturas austeníticas próximas às encontrados nas amostras finais temperadas dos ensaios de torção a quente (Tabela 5.1 dos resultados de torção), nas condições 1P, 1C, 2P e 2C.

5.2.1 Ciclos térmicos para definir condição para tamanho de grão inicial

Os ciclos propostos para avaliar o tamanho de grão em função do histórico térmico estão apresentados na Figura 5.10, onde o primeiro ciclo de austenitização a 1200 °C tem o objetivo de colocar em solução os elemento microligantes, e o segundo ciclo (T = 850, 900, 950 e 1000 °C seguidas de têmpera em água) utilizado para definir o tamanho de grão médio da microestrutura antes do resfriamento.

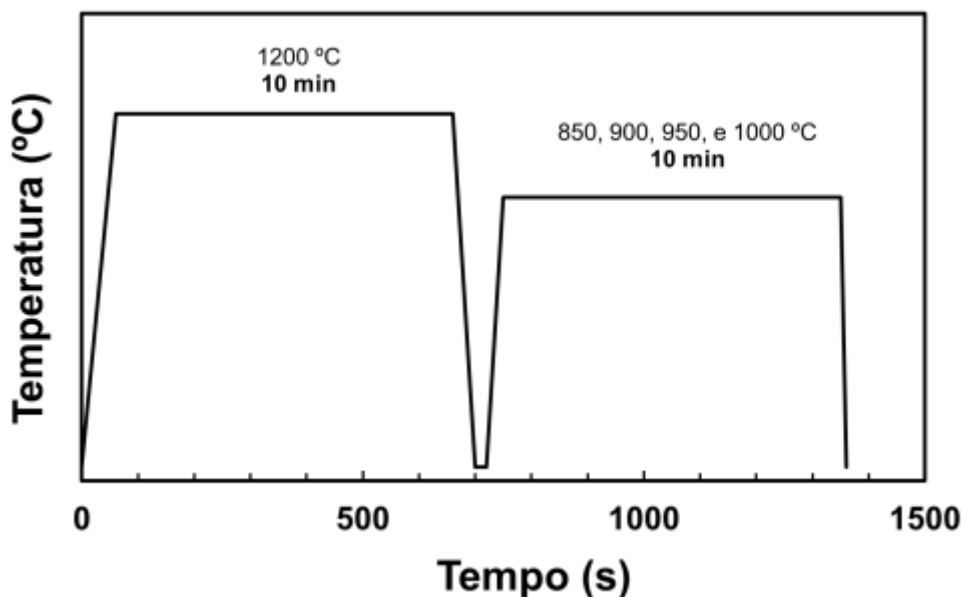


Figura 5.10. Figura esquemática dos ciclos propostos para avaliar o tamanho de grão em função do histórico térmico.

As Figuras 5.11, 5.12 e 5.13 apresentam as microestruturas austeníticas obtidas em amostras temperadas ao final dos ciclos térmicos, para as ligas Base, V e VNb respectivamente. Para a liga Base (Figura 5.11), foi realizado ciclo térmico somente à temperatura de 850 °C, visto que a essa temperatura obteve-se o tamanho de grão máximo esperado para realizar os testes de dilatométrica. Para as ligas V e VNb foram realizados todos os ciclos térmicos indicados na Figura 5.10, sendo observado para ambas as ligas crescimento heterogêneo de grão à 950 °C que pode ser atribuído ao início da dissolução de precipitados. A Tabela 5.3 mostra os valores de tamanho de grão para todas as condições avaliadas.

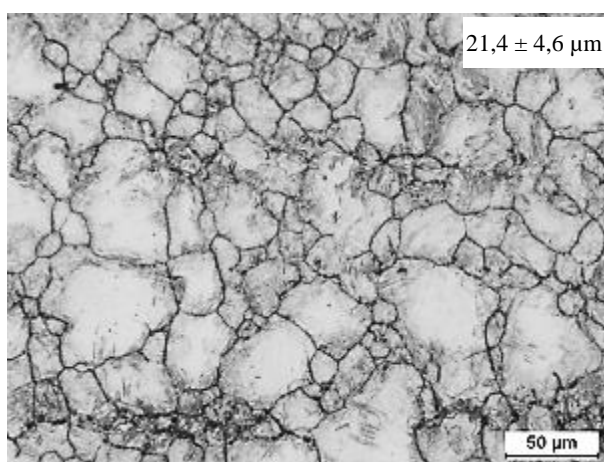


Figura 5.11. Microestrutura austenítica da liga Base após o ciclo térmico com temperatura de aquecimento de 850 °C.

Como esperado, o crescimento de grão nos aços microligados foi bem inferior quando comparado à liga Base. Tendo como referências as microestruturas obtidas nos ensaios de torção a quente, foram selecionados dois tamanhos de grão iniciais para construção das curvas TRC, sendo evitado o intervalo de temperatura que apresentou crescimento de grão anormal:

- De aproximadamente 20-25 μm para os três aços;
- Próximo a 5 μm para os aços microligados (não foi possível atingir esse nível de refinamento com o aço CMn).

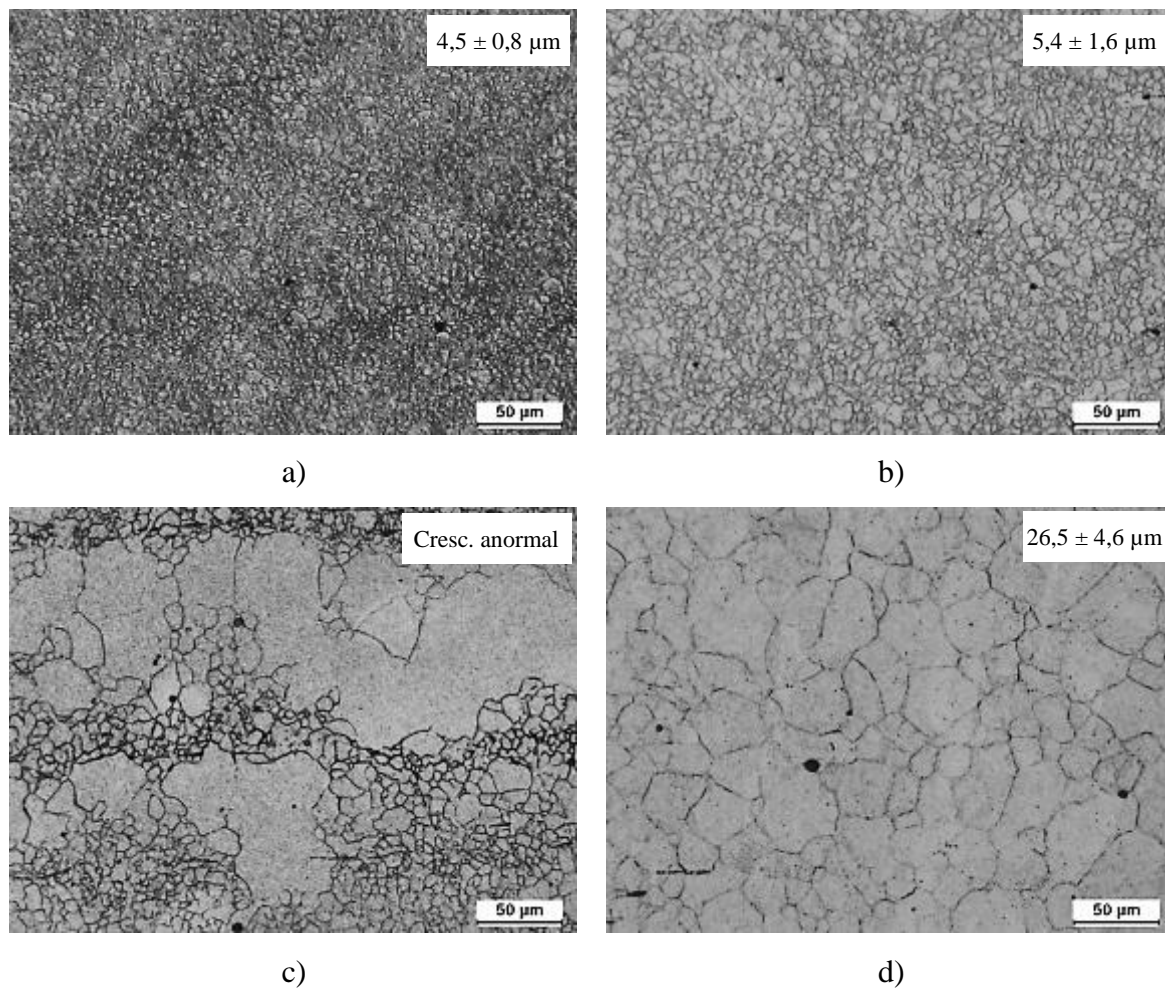


Figura 5.12. Microestrutura austenítica da liga V após o ciclo térmico com temperaturas de aquecimento de a) 850, b) 900, c) 950 e d) 1000 °C.

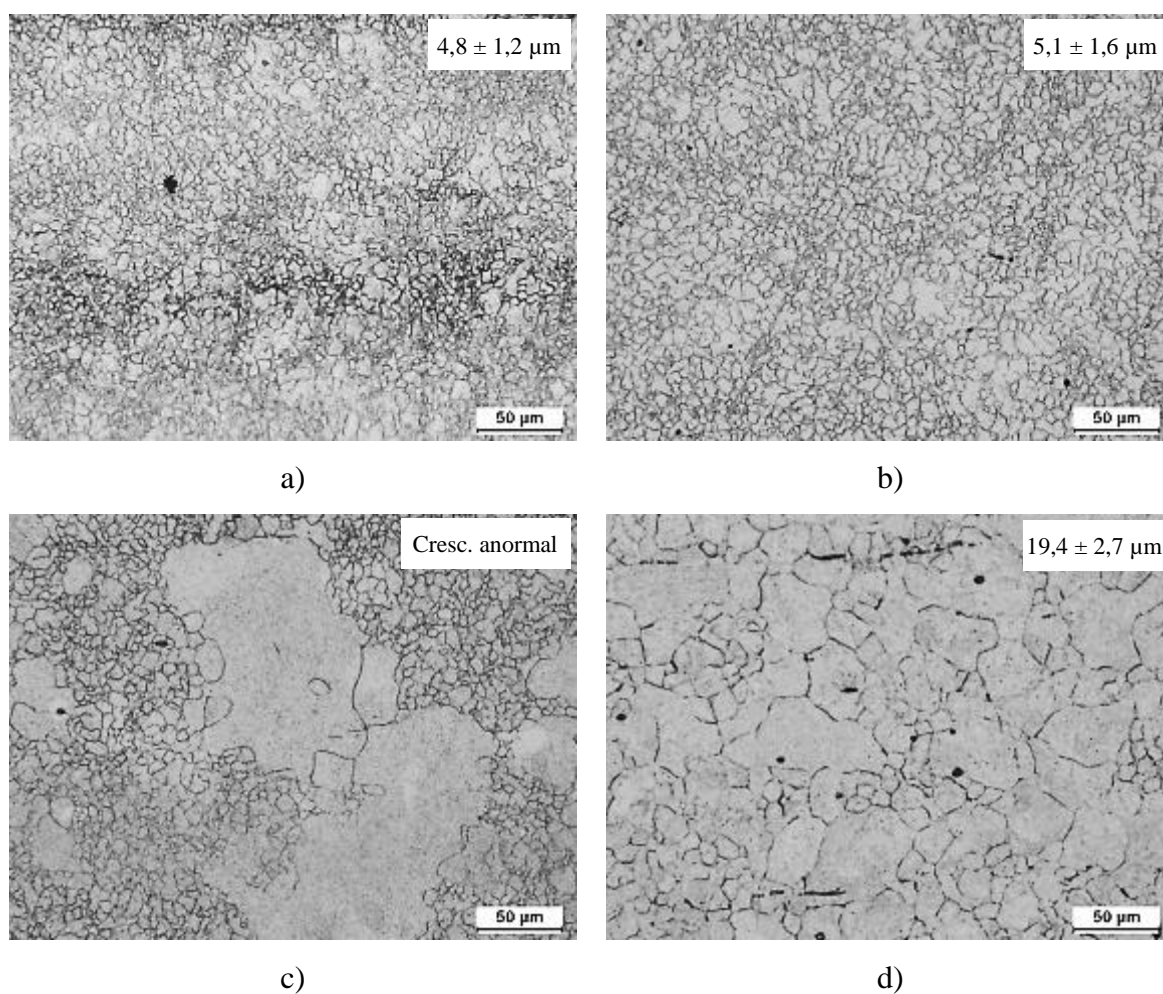


Figura 5.13. Microestrutura austenítica da liga VNb após o ciclo térmico com temperaturas de aquecimento de a) 850, b) 900, c) 950 e d) 1000 °C.

Tabela 5.3. Tamanho de grão austenítico para os ciclos térmicos avaliados.

Liga	Temperatura, °C			
	850	900	950	1000
Base	$21,4 \pm 4,6$	-	-	-
V	$4,5 \pm 0,8$	$5,4 \pm 1,6$	Cresc. anormal	$26,5 \pm 4,6$
VNb	$4,8 \pm 1,2$	$5,1 \pm 1,6$	Cresc. anormal	$19,4 \pm 2,7$

Resultados da dilatométrica e curvas TRC

Para construção das curvas TRC foram realizados ensaios de dilatométrica, com condição inicial conforme indicada na seção anterior. As taxas de resfriamento empregadas foram de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s. Os valores de M_s e M_f foram determinados na condição de resfriamento em água, e Ac_1 e Ac_3 estimados pela variação de volume das amostras durante o aquecimento.

5.2.2 Microestruturas e diagrama TRC da liga Base: TGA = 21,4 μ m

A Figura 5.14 exibe micrografias da liga Base com as microestruturas finais obtidas após os ensaios de dilatométrica, assim como as microdurezas médias de cada microestrutura. Nota-se que as microestruturas são compostas de ferrita e perlita, com aumento da fração de perlita (P) com o aumento da taxa de resfriamento. Outra característica observada nas microestruturas das condições de maiores taxas de resfriamento foi a mudança de morfologia da ferrita, que passou de formato essencialmente poligonal (FP) a taxas baixas para formato lenticular a taxas mais elevadas, denominada ferrita alotriomorfa de contorno de grão (FAL), com posição alinhada ao contorno de grão austenítico prévio. Também com o aumento da taxa de resfriamento a perlita grosseira passou a ser mais refinada e em certas regiões esboroada. Nas taxas de resfriamento de 10 e 20 °C/s foram observadas regiões com presença de ferrita acicular (FAC) no interior das colônias de perlita, e na lateral dos grãos de ferrita alotriomorfa presença de ferrita de Widmstätten (FW), como mostram as Figuras 5.15 e 5.16. A 0,1 °C/s observou-se uma microestrutura notadamente bandeada, o que não foi caracterizado nas demais taxas de resfriamento. A fração de ferrita diminuiu com o aumento da taxa de resfriamento, passando de 77 % a 0,1 °C/s para 22 % a 20 °C/s. Os valores de microdureza subiram gradativamente com o aumento da taxa de resfriamento, iniciando com 162 HV na 0,1 °C/s e atingindo 238 HV a 20 °C/s.

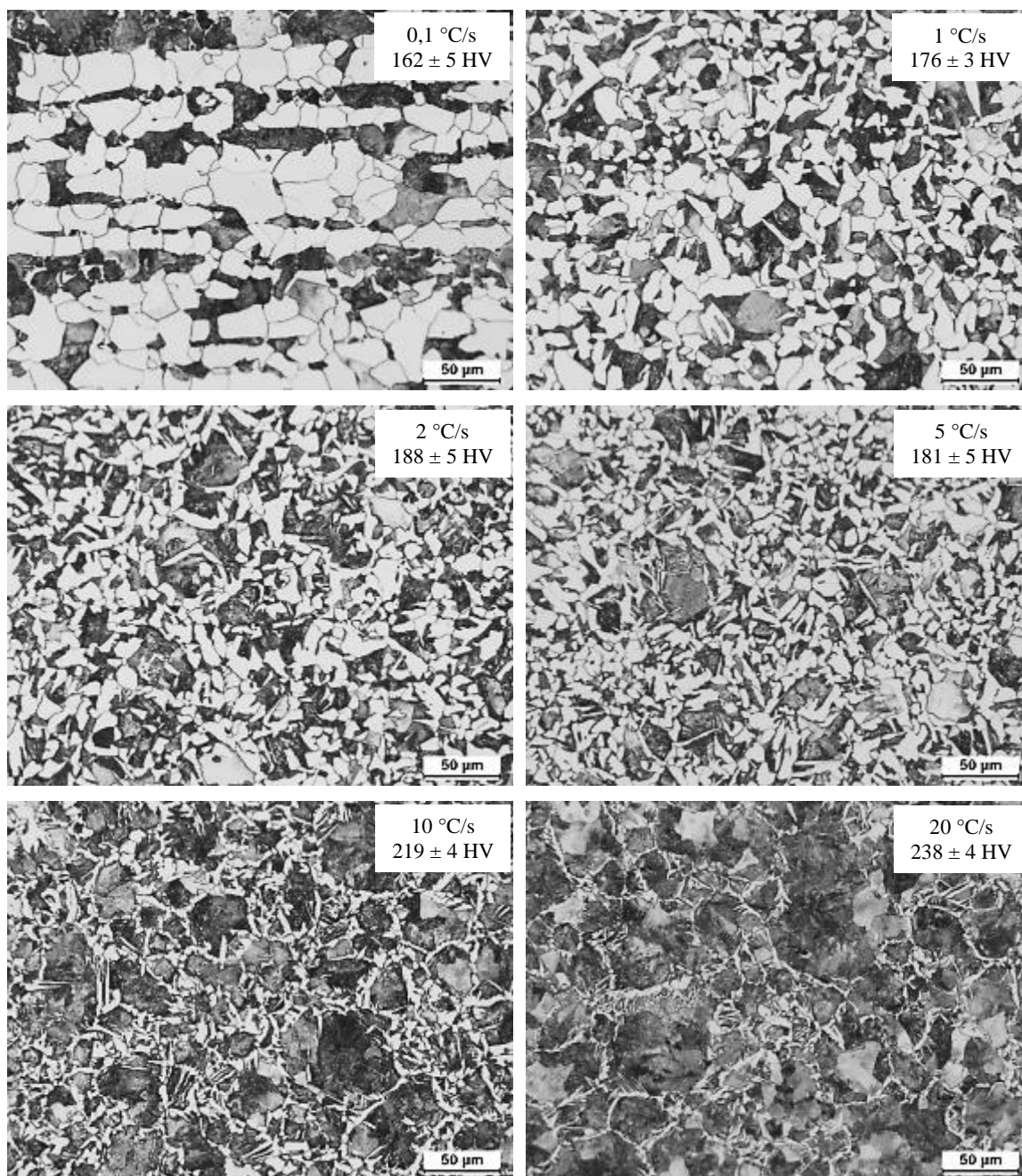
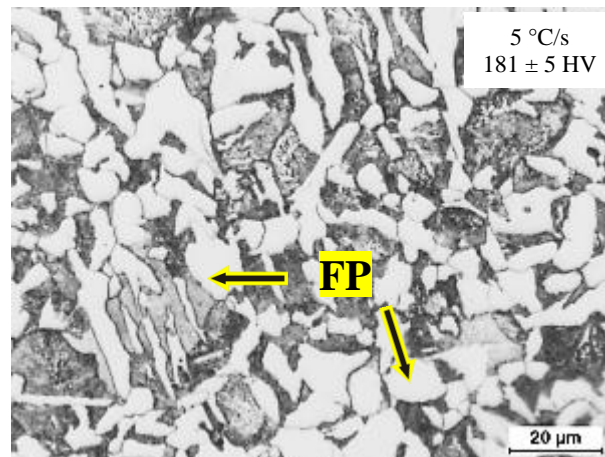
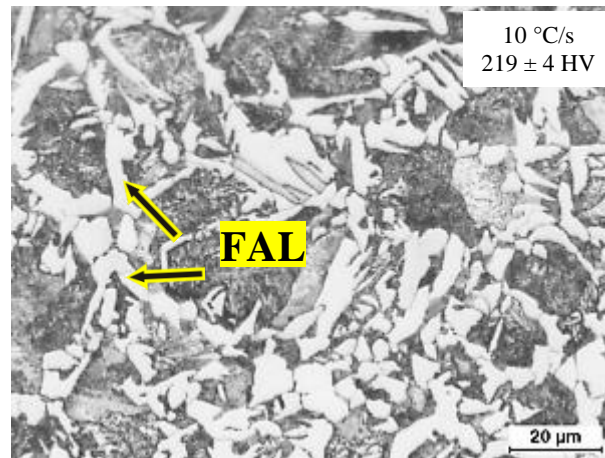


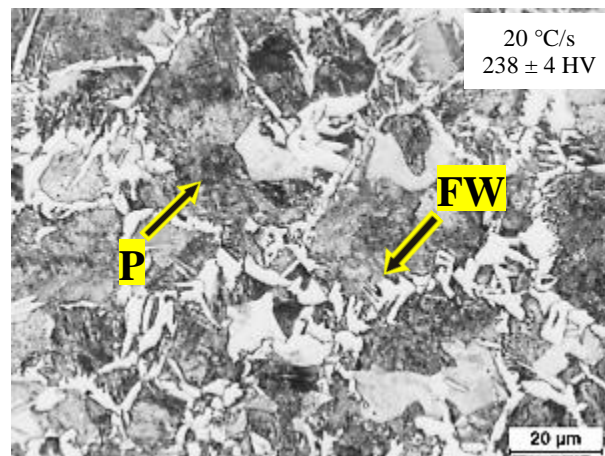
Figura 5.14. Microestruturas finais da liga Base após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 21,4 μm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



b) 10 °C/s



c) 20 °C/s

Legenda:

FP: Ferrita Poligonal

FAL: Ferrita Alotriomorfa

FAC: Ferrita Acicular

FW: Ferrita de Widmstätten

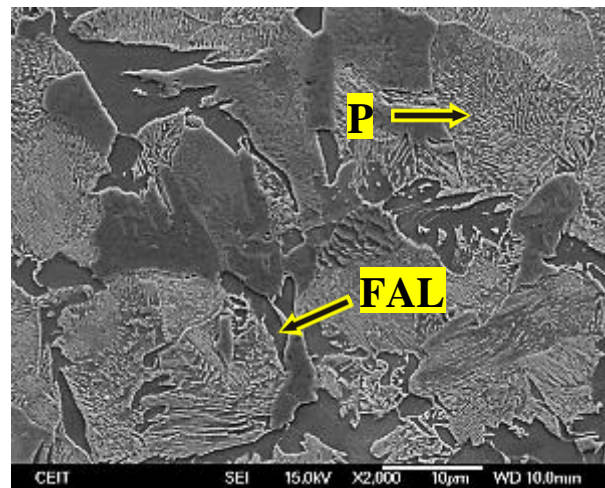
P: Perlita

B: Bainita

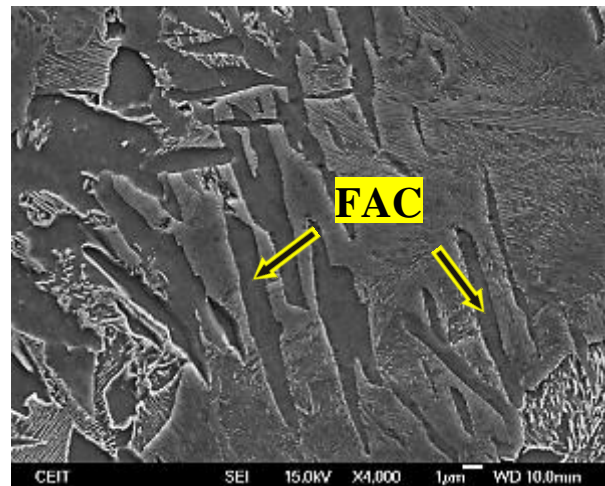
M: Martensita

Figura 5.15. Ampliação das microestruturas finais da liga Base após ensaios de dilatometria nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 21,4 μm).

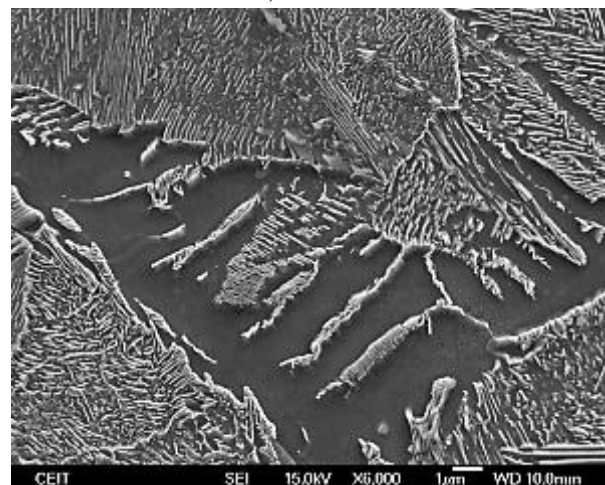
Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 2000X



b) 4000X



c) 6000X

Legenda:

FP: Ferrita Alotriomorfa

FAC: Ferrita Poligonal

FAL:

Ferrita Acicular

FW: Ferrita de Widmstätten

P: Perlita

B: Bainita

M: Martensita

Figura 5.16. Microestrutura final da liga Base após ensaio de dilatométrica a 20 °C/s (TGA prévio = 21,4 µm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital, aumentos de a) 2000X, b) 4000X e c) 6000X.

A Figura 5.17 mostra o diagrama TRC para a liga Base, construído para um tamanho de grão austenítico prévio de 21,4 μm ($T_{\text{aust.}} = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$). Conforme evidenciado pelas microestruturas, o diagrama indica formação de ferrita e perlita para todas as taxas de resfriamento avaliadas. A temperatura M_s encontrada foi de 320 $^{\circ}\text{C}$ e M_f de 280 $^{\circ}\text{C}$. As temperaturas de transformação de fases no aquecimento, Ac_1 e Ac_3 , foram de 750 e 805 $^{\circ}\text{C}$, respectivamente.

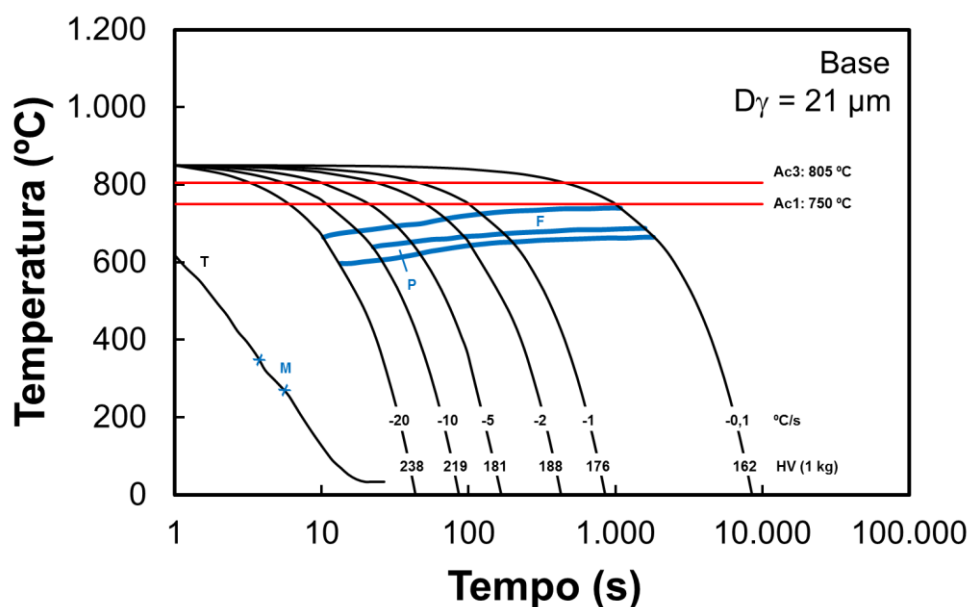


Figura 5.17. Diagrama TRC da liga Base construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre 0,1 e 20 $^{\circ}\text{C/s}$ e tamanho de grão austenítico prévio de 21,4 μm .

5.2.3 Microestruturas e diagrama TRC da liga V: TGA = 5,4 μm

A Figura 5.18 exibe micrografias com as microestruturas finais e microdurezas da liga V com TGA de 5,4 μm . Nas taxas de resfriamento entre 0,1 a 2 $^{\circ}\text{C/s}$ observou-se uma microestrutura bandada, principalmente para a taxa de 0,1 $^{\circ}\text{C/s}$. Houve refino gradual da microestrutura com o aumento da taxa de resfriamento, entretanto o aspecto predominante dos grãos de ferrita na forma poligonal foi mantido. As Figuras 5.19 e 5.20 mostram de forma ampliadas as microestruturas analisadas em microscopia ótica e no MEV, respectivamente. Além de ferrita e perlita, nota-se que, a partir de 5 $^{\circ}\text{C/s}$ houve o surgimento dos constituintes bainita (B) e martensita (M). Nessas taxas mais

elevadas foram observadas microestruturas multifásicas de ferrita e demais fases duras. A fração de ferrita diminuiu de 81 para 66 % com o aumento da taxa de 0,1 para 20 °C/s. Os valores de microdureza subiram com o aumento da taxa de resfriamento, saindo de 184 HV a 0,1 °C/s e chegando a 315 HV na taxa de 20 °C/s.

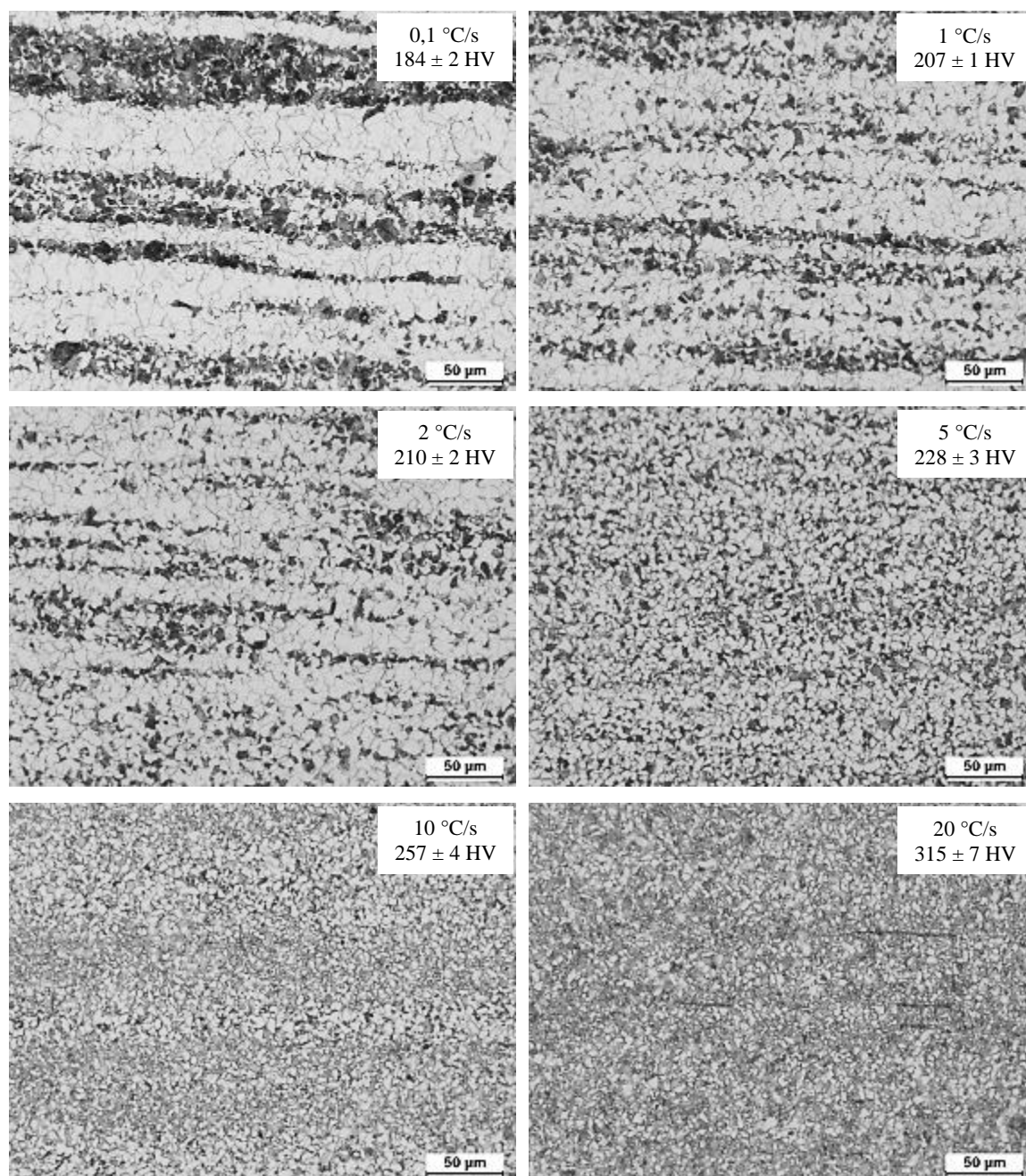
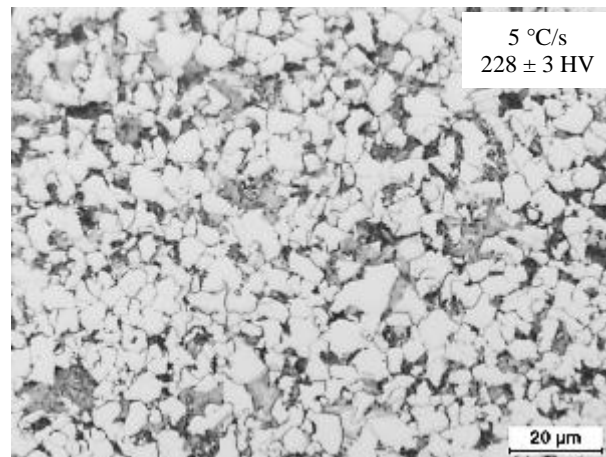
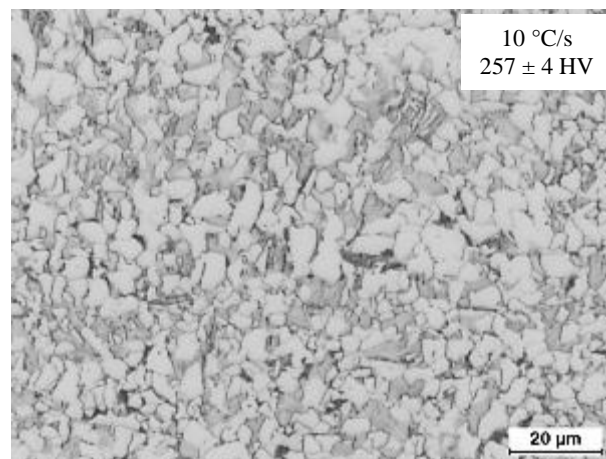


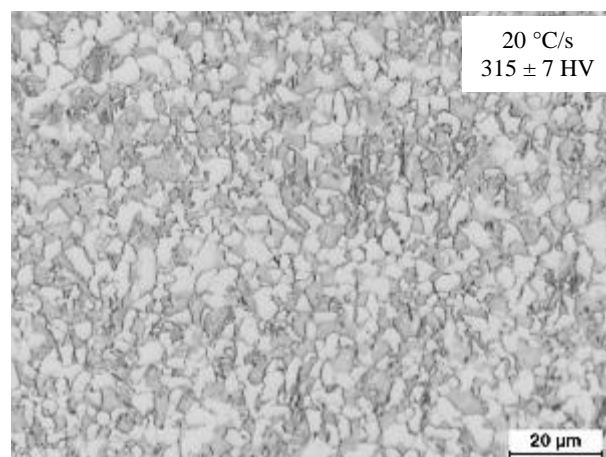
Figura 5.18. Microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,4 μm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



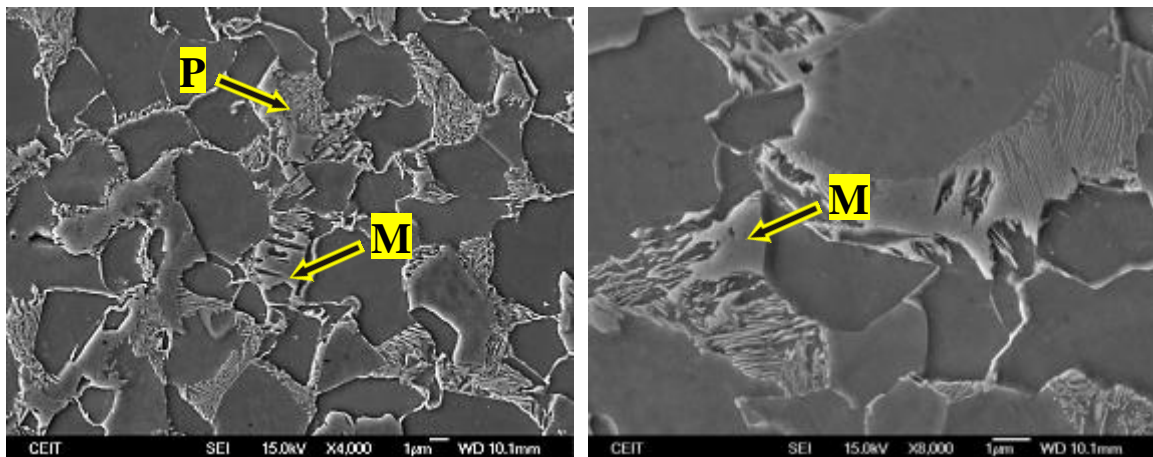
b) 10 °C/s



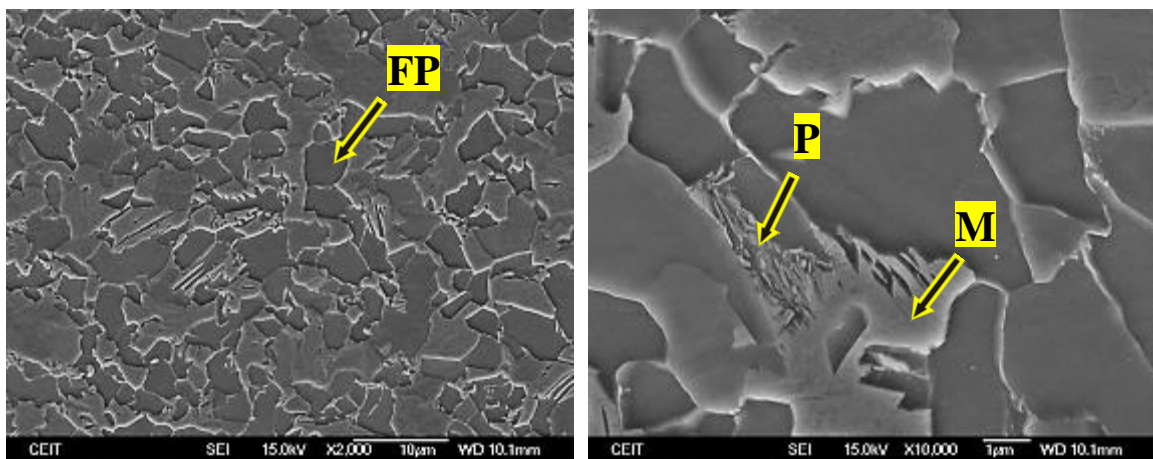
c) 20 °C/s

Figura 5.19. Ampliação das microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,4 μm).

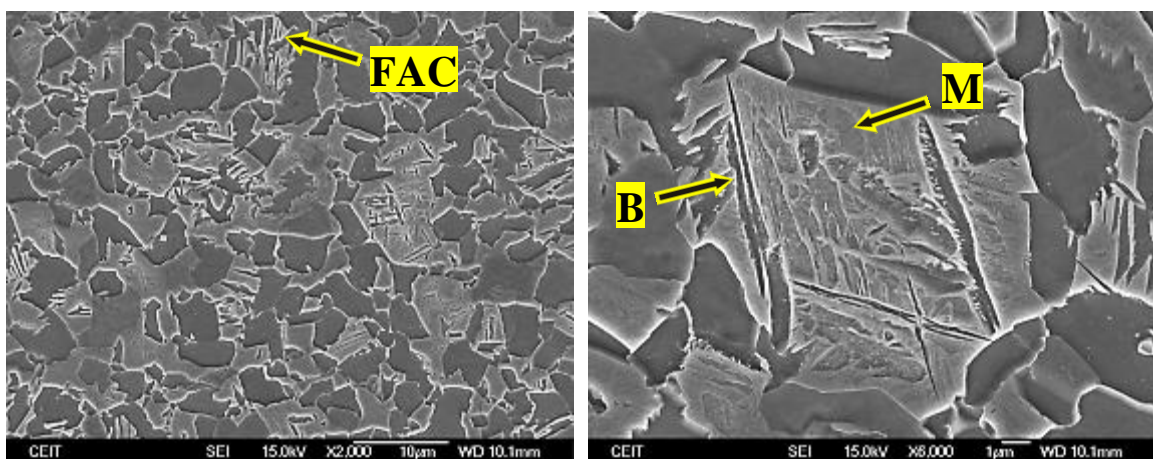
Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



b) 10 °C/s



c) 20 °C/s

Figura 5.20. Microestrutura final da liga V após ensaios dilatometria nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 5,4 µm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital.

A Figura 5.21 mostra o diagrama TRC para a liga V, construído para um tamanho de grão austenítico prévio de $5,4 \mu\text{m}$ ($T_{\text{aust.}} = 900 \text{ }^\circ\text{C}$). As temperaturas Ac_1 e Ac_3 foram de 760 e $827 \text{ }^\circ\text{C}$, respectivamente, ligeiramente superior aos valores encontrados para a liga Base. Conforme evidenciado pelas microestruturas, o diagrama indica formação de ferrita e perlita para taxas de resfriamento de até $2 \text{ }^\circ\text{C/s}$, ferrita, perlita, bainita e martensita para 5 e $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$, e ferrita, bainita e martensita para taxa de resfriamento de $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$. A temperatura M_s encontrada foi de $310 \text{ }^\circ\text{C}$ e M_f de $270 \text{ }^\circ\text{C}$.

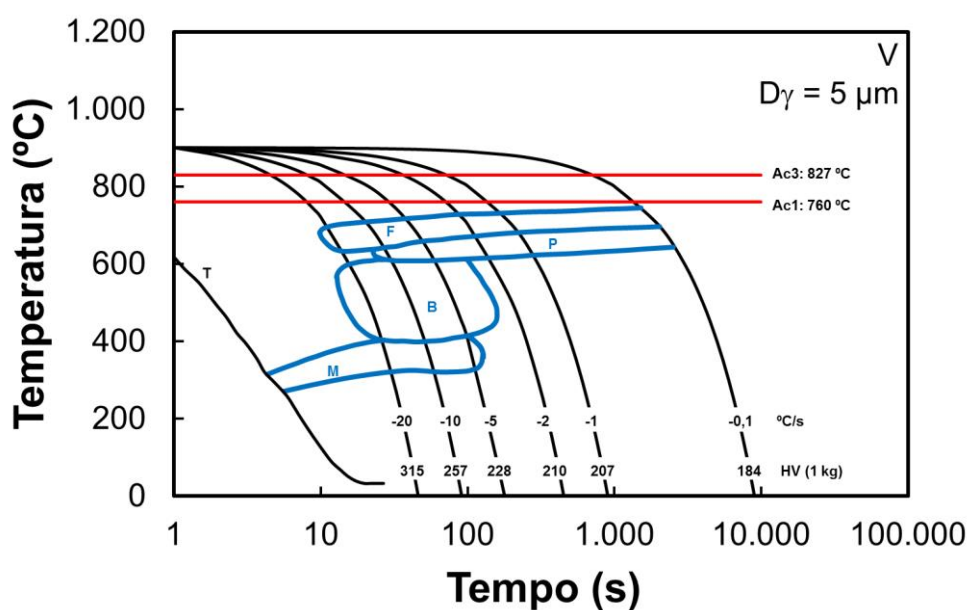


Figura 5.21. Diagrama TRC da liga V construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre $0,1$ e $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e tamanho de grão austenítico prévio de $5,4 \mu\text{m}$.

5.2.4 Microestruturas e diagrama TRC da liga V: TGA = 26,5 μm

A Figura 5.22 mostra as microestruturas finais e microdurezas da liga V com TGA de 26,5 μm . À taxa de 0,1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ a microestrutura apresentou característica bandeada, o que não foi observado nas taxas de resfriamento mais elevadas. Com o aumento da taxa de resfriamento, os grãos da fase ferrita passaram do aspecto poligonal para ferrita alotriomorfa de contorno de grão e acicular no interior das colônias de perlita, conforme mostram as Figuras 5.23 e 5.24. A partir de 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ surgiram na microestrutura grandes colônias contendo FAC, P e B, com características de terem sido originadas de grãos austeníticos grosseiros. A bainita foi observada nas taxas de 2, 5, 10 e 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, e a presença da fase martensita nessa última condição. A fração de ferrita diminuiu de 73 % a 0,1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ para 13 % a 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, e na taxa superior basicamente FAL. A microdureza aumentou com o aumento da taxa de resfriamento, variando entre 173 HV a 0,1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ e 355 HV a 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

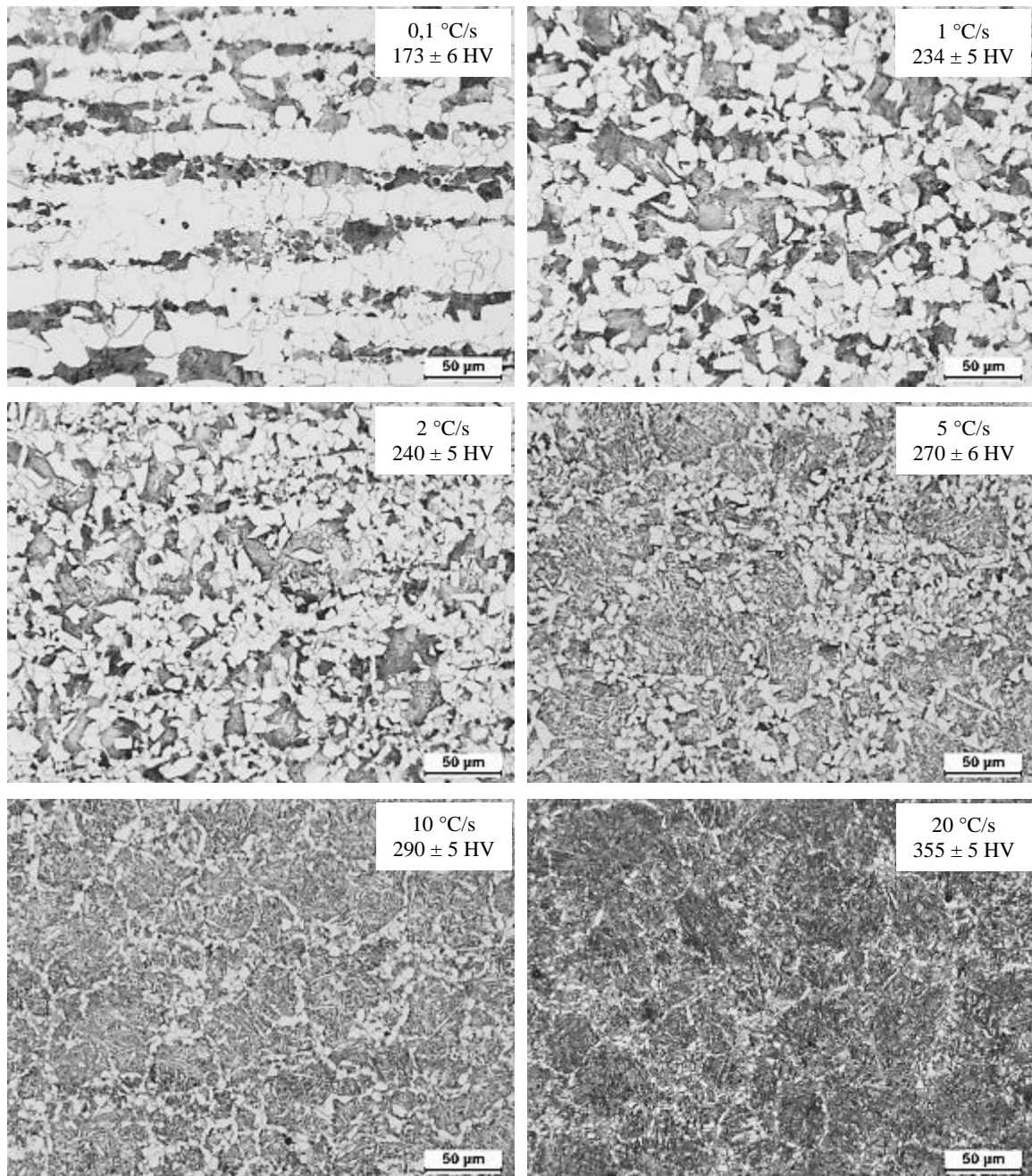
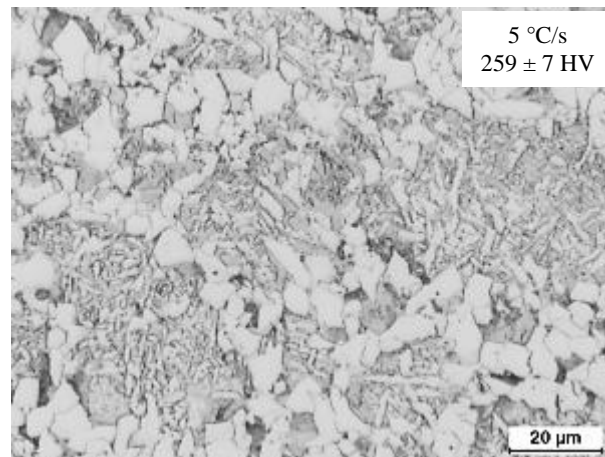


Figura 5.22. Microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 26,5 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.

**Legenda:**

FP: Ferrita Poligonal

FAL: Ferrita Alotriomorfa

FAC: Ferrita Acicular

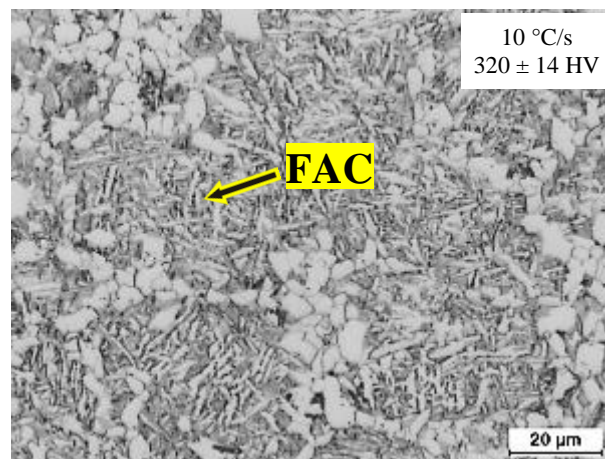
FW: Ferrita de Widmastätten

P: Perlita

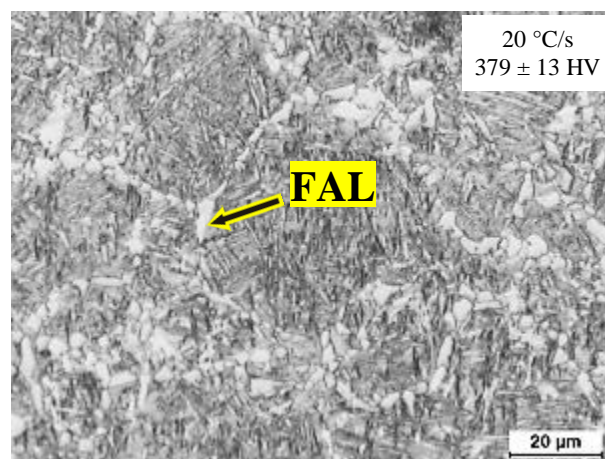
B: Bainita

M: Martensita

a) 5 °C/s



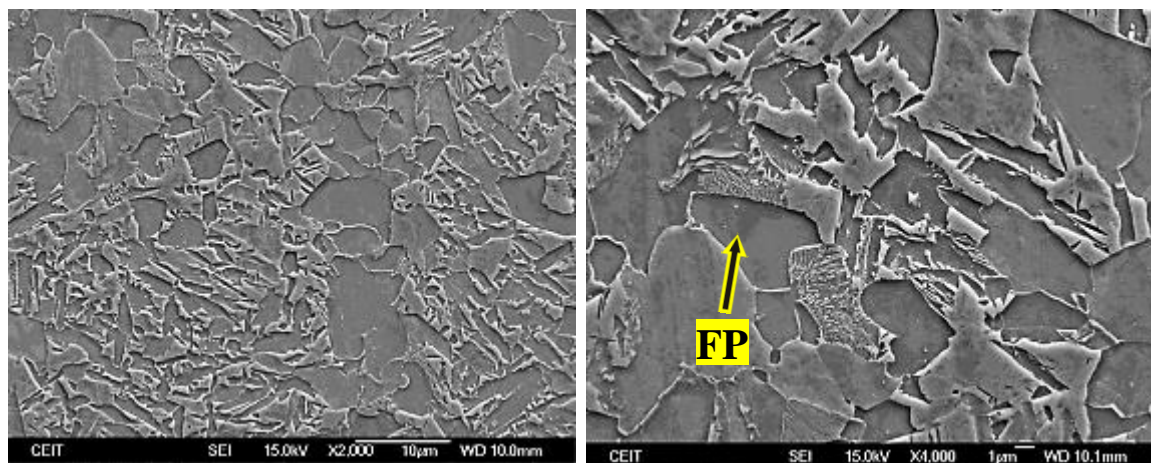
b) 10 °C/s



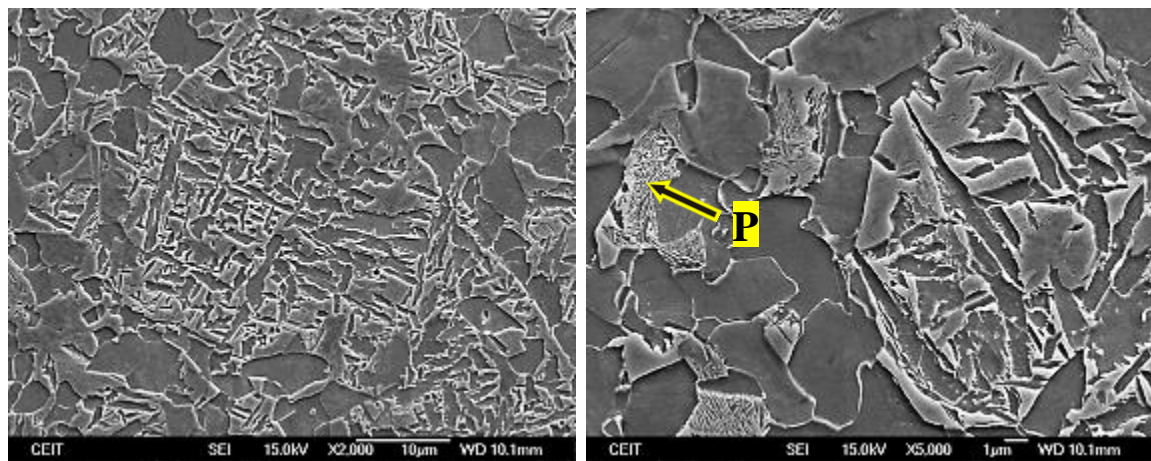
c) 20 °C/s

Figura 5.23. Ampliação das microestruturas finais da liga V após ensaios de dilatometria nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 26,5 μm).

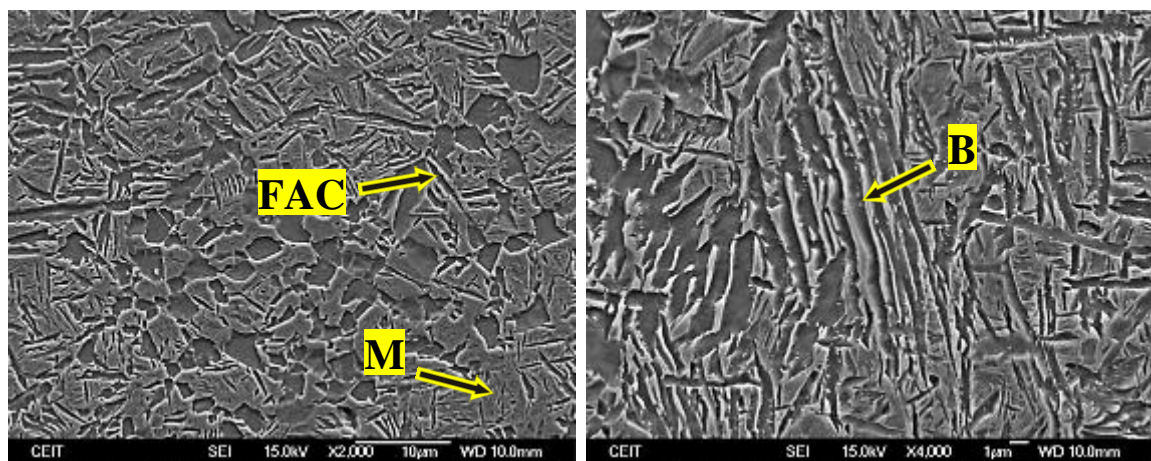
Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



b) 10 °C/s



c) 20 °C/s

Figura 5.24. Microestrutura final da liga V após ensaios dilatometria nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 26,5 μm). Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital.

A Figura 5.25 mostra o diagrama TRC para a liga V, construído para um tamanho de grão austenítico prévio de 26,5 μm ($T_{\text{aust.}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$). Em concordância com as microestruturas, o diagrama indica formação de ferrita e perlita para taxas de resfriamento de 0,1 e 1 $^\circ\text{C/s}$, presença de ferrita, perlita e bainita entre 2 e 10 $^\circ\text{C/s}$, e bainita e martensita para a taxa de resfriamento de 20 $^\circ\text{C/s}$. As temperaturas M_s e M_f encontradas foram de 310 e 270 $^\circ\text{C}$, respectivamente.

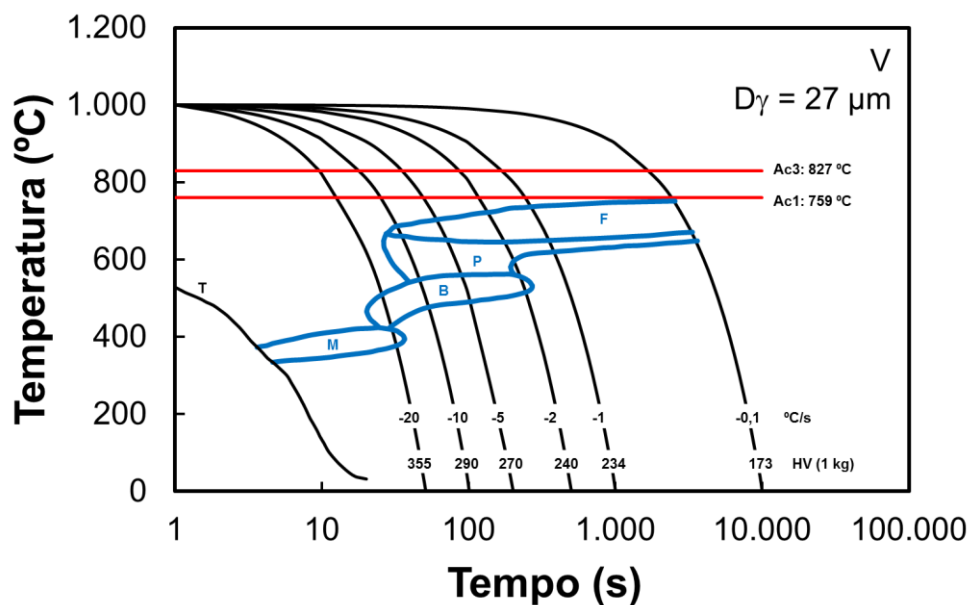


Figura 5.25. Diagrama TRC da liga V construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre 0,1 e 20 $^\circ\text{C/s}$ e tamanho de grão austenítico prévio de 26,5 μm .

5.2.5 Microestruturas e diagrama TRC da liga VNb: TGA = 5,1 μm

A Figura 5.26 exibe micrografias com as microestruturas finais e microdurezas da liga VNb com TGA de 5,1 μm . Para taxas de 0,1 e 1 $^\circ\text{C/s}$ observou-se microestrutura bandeada, principalmente para a taxa de 0,1 $^\circ\text{C/s}$. O aumento da taxa de resfriamento levou a refino da microestrutura, mas sendo mantido o aspecto predominante de grãos poligonais. As Figuras 5.27 e 5.28 detalham as microestruturas obtidas nas taxas de 5 a 20 $^\circ\text{C/s}$, analisadas em microscopia ótica e de varredura, respectivamente. A partir da taxa de resfriamento de 2 $^\circ\text{C/s}$ foi observado, além de ferrita e perlita, surgimento do constituinte bainita, e a partir de 5 $^\circ\text{C/s}$ notou-se a presença da fase martensita. As

frações de ferrita foram de 77 e 72 % para 0,1 e 20 °C/s, respectivamente. Os valores de microdureza cresceram à medida que a taxa de resfriamento aumentou, saindo de 188 HV a 0,1 °C/s e atingindo 321 HV a 20 °C/s.

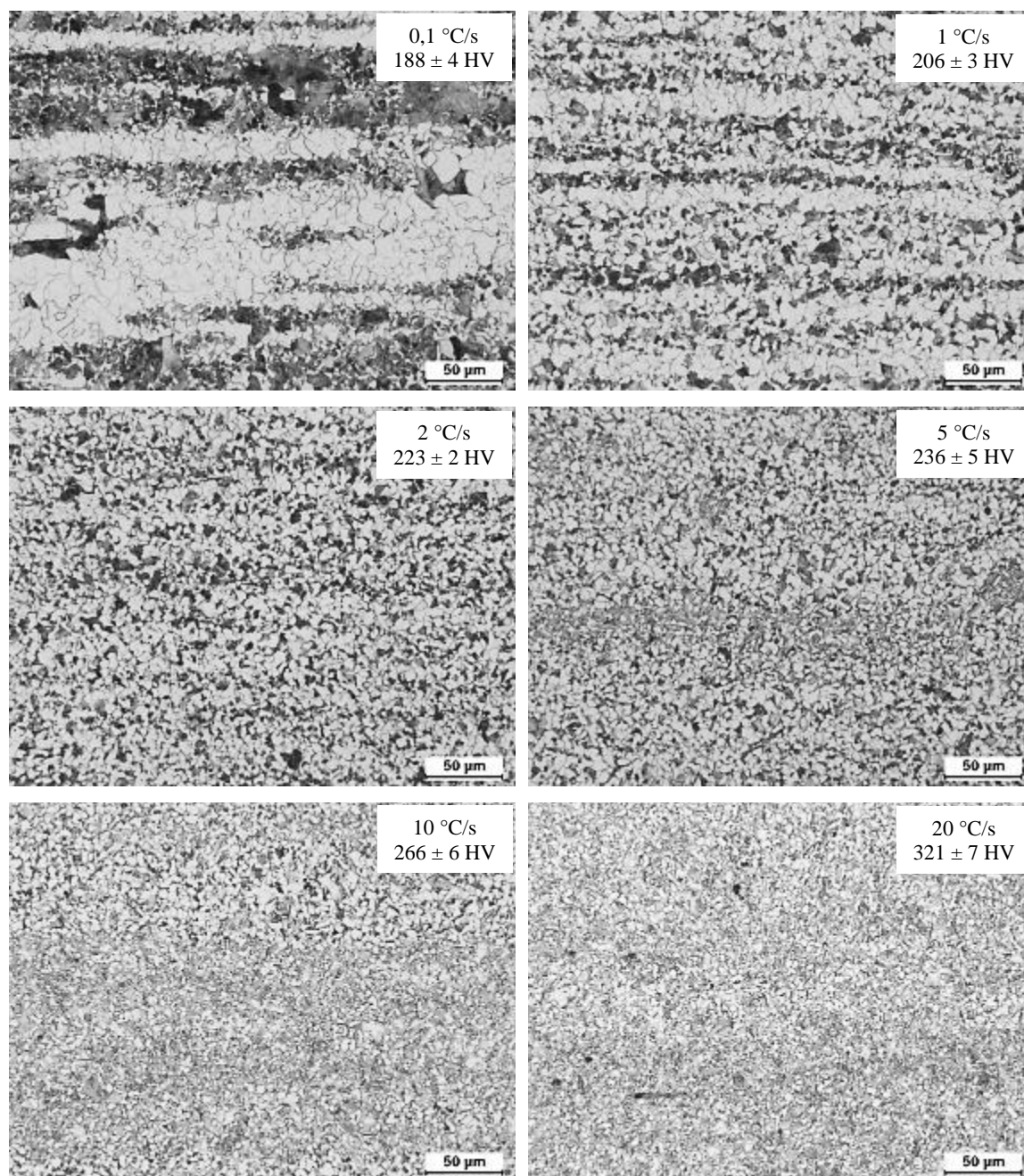
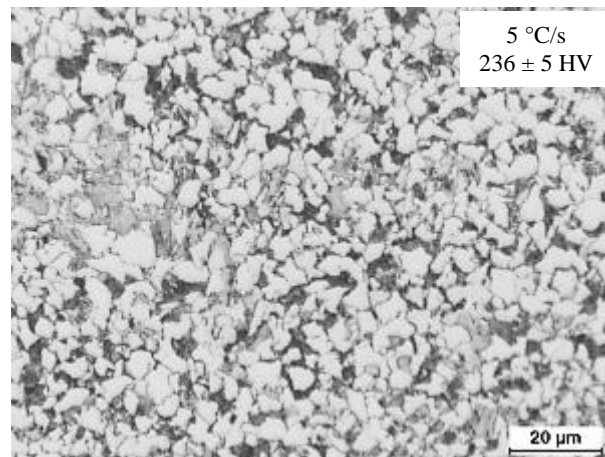
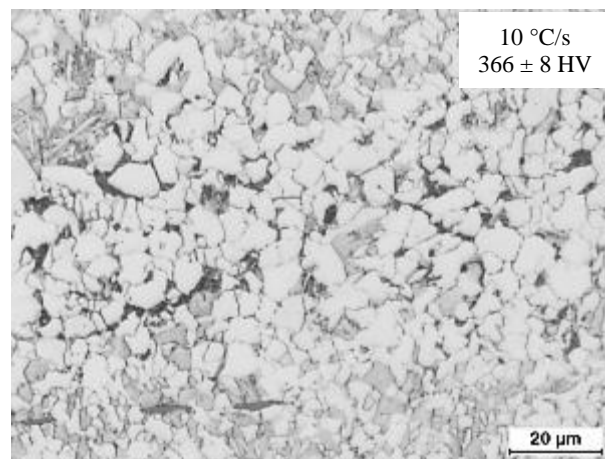


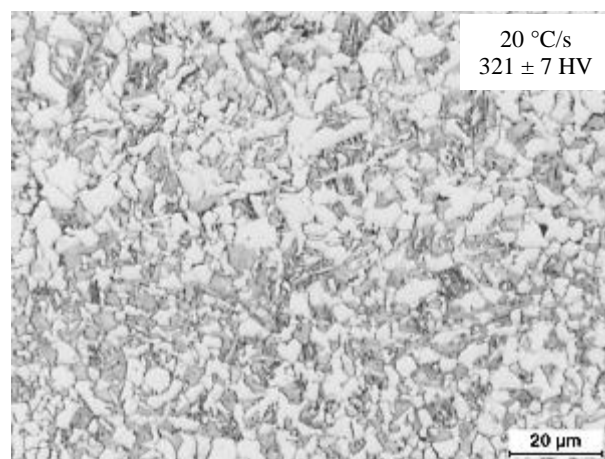
Figura 5.26. Microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatometria nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,1 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



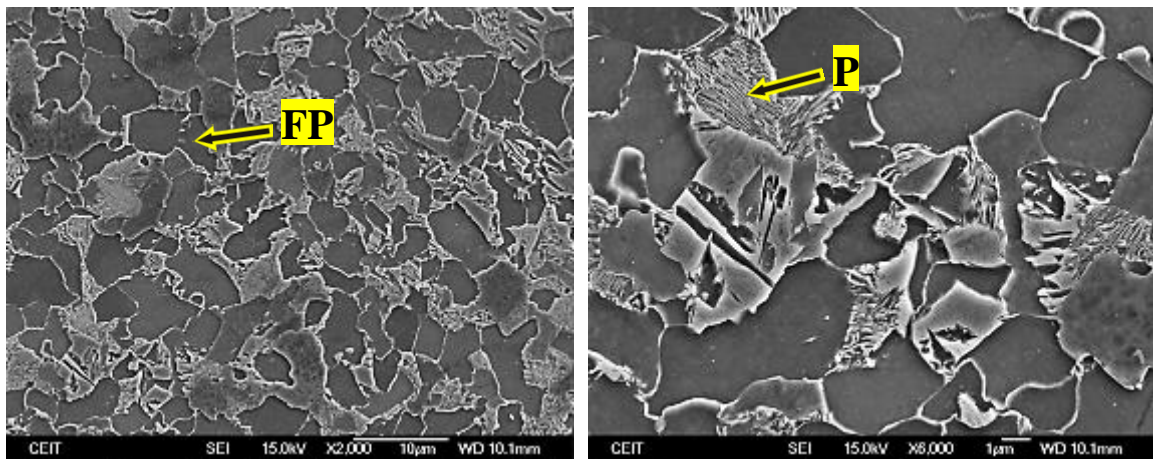
b) 10 °C/s



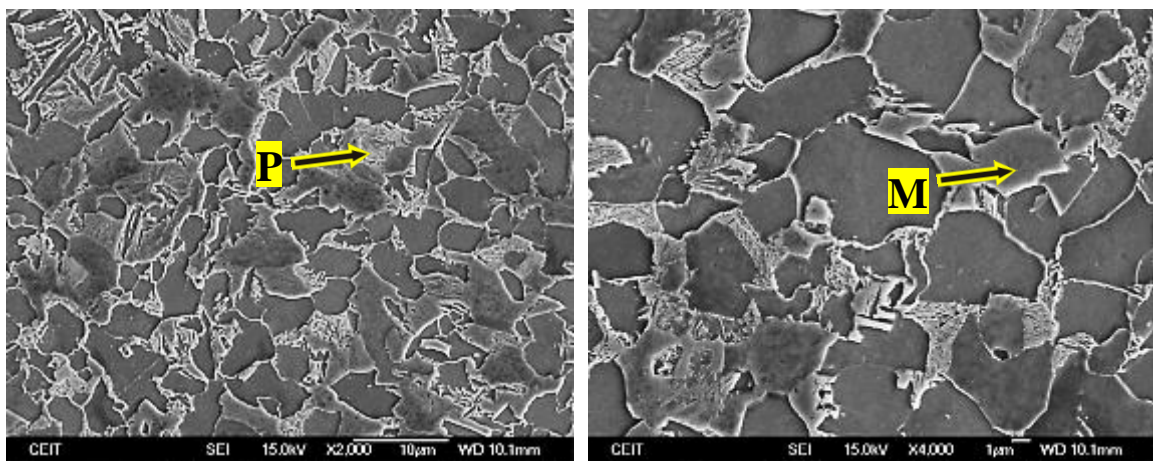
c) 20 °C/s

Figura 5.27. Ampliação das microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatométrica nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 5,1 μm).

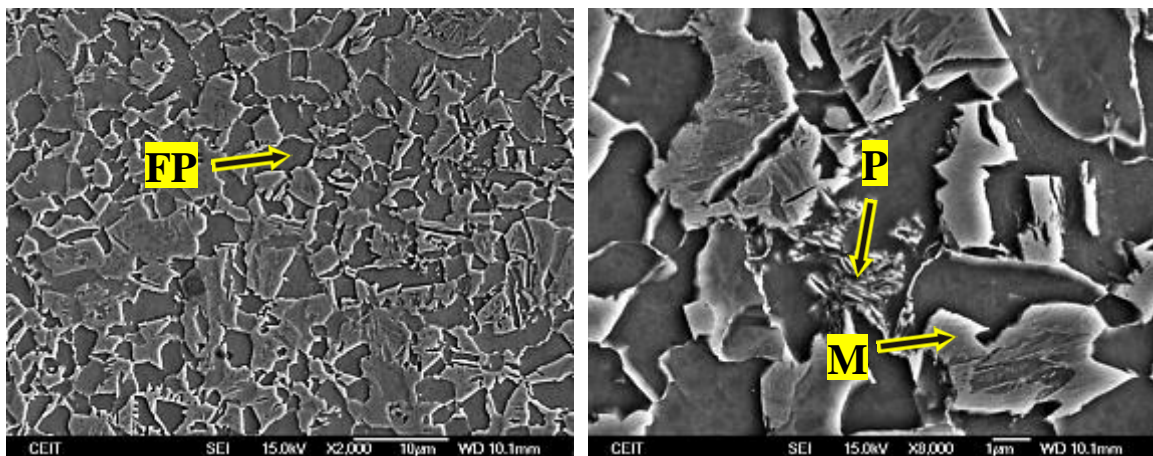
Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



b) 10 °C/s



c) 20 °C/s

Figura 5.28. Microestrutura final da liga VNb após ensaios dilatometria nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 5,1 µm).

Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital.

A Figura 5.29 mostra o diagrama TRC para a liga VNb, construído para um tamanho de grão austenítico médio de $5,1 \mu\text{m}$ ($T_{\text{aust.}} = 900 \text{ }^\circ\text{C}$). As temperaturas A_{c1} e A_{c3} foram de 757 e $823 \text{ }^\circ\text{C}$, respectivamente, similares às encontradas para a liga V. O diagrama indica formação de ferrita e perlita para taxas de resfriamento de $0,1$ e $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$, ferrita, perlita e bainita para a taxa de $2 \text{ }^\circ\text{C/s}$, e ferrita, perlita, bainita e martensita para as taxas de resfriamento de 5 , 10 e $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$. As temperaturas M_s e M_f foram de 330 e $270 \text{ }^\circ\text{C}$, respectivamente.

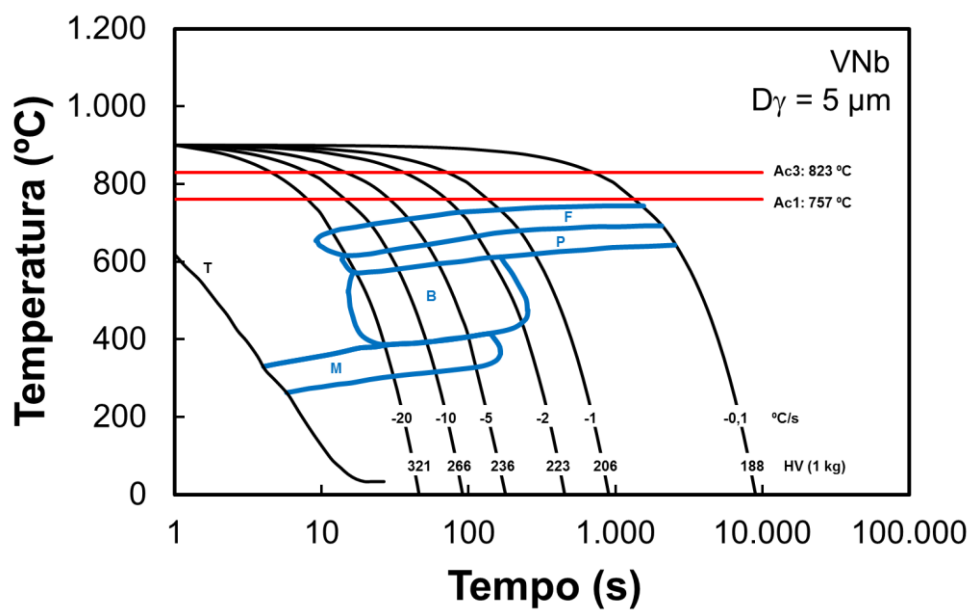


Figura 5.29. Diagrama TRC da liga VNb construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre $0,1$ e $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e tamanho de grão austenítico prévio de $5,1 \mu\text{m}$.

5.2.6 Microestruturas e diagrama TRC da liga VNb: TGA = $19,4 \mu\text{m}$

A Figura 5.30 mostra as microestruturas finais e microdurezas da liga VNb com TGA = $19,4 \mu\text{m}$. À taxa de $0,1 \text{ }^\circ\text{C/s}$ a microestrutura apresentou característica bandeada. Assim como na liga V o acréscimo da taxa de resfriamento modificou a morfologia dos grãos da fase ferrita, que passaram de poligonal para ferrita alotriomorfa de contorno de grão e acicular no interior das colônias de perlita, como ilustram as Figuras 5.31 e 5.32. Para as taxas de 2 e $5 \text{ }^\circ\text{C/s}$ observou-se a presença dos constituintes ferrita, perlita e bainita, e o surgimento da fase martensita combinada à supressão do constituinte perlita nas taxa

de resfriamento de 10 e 20 °C/s. A fração de ferrita diminui de 71 % a 0,1 °C/s para 10 % a 20 °C/s, sendo nesse último caso predominantemente alotriomorfa. A microdureza aumentou de 168 HV a 0,1 °C/s para 379 HV a 20 °C/s.

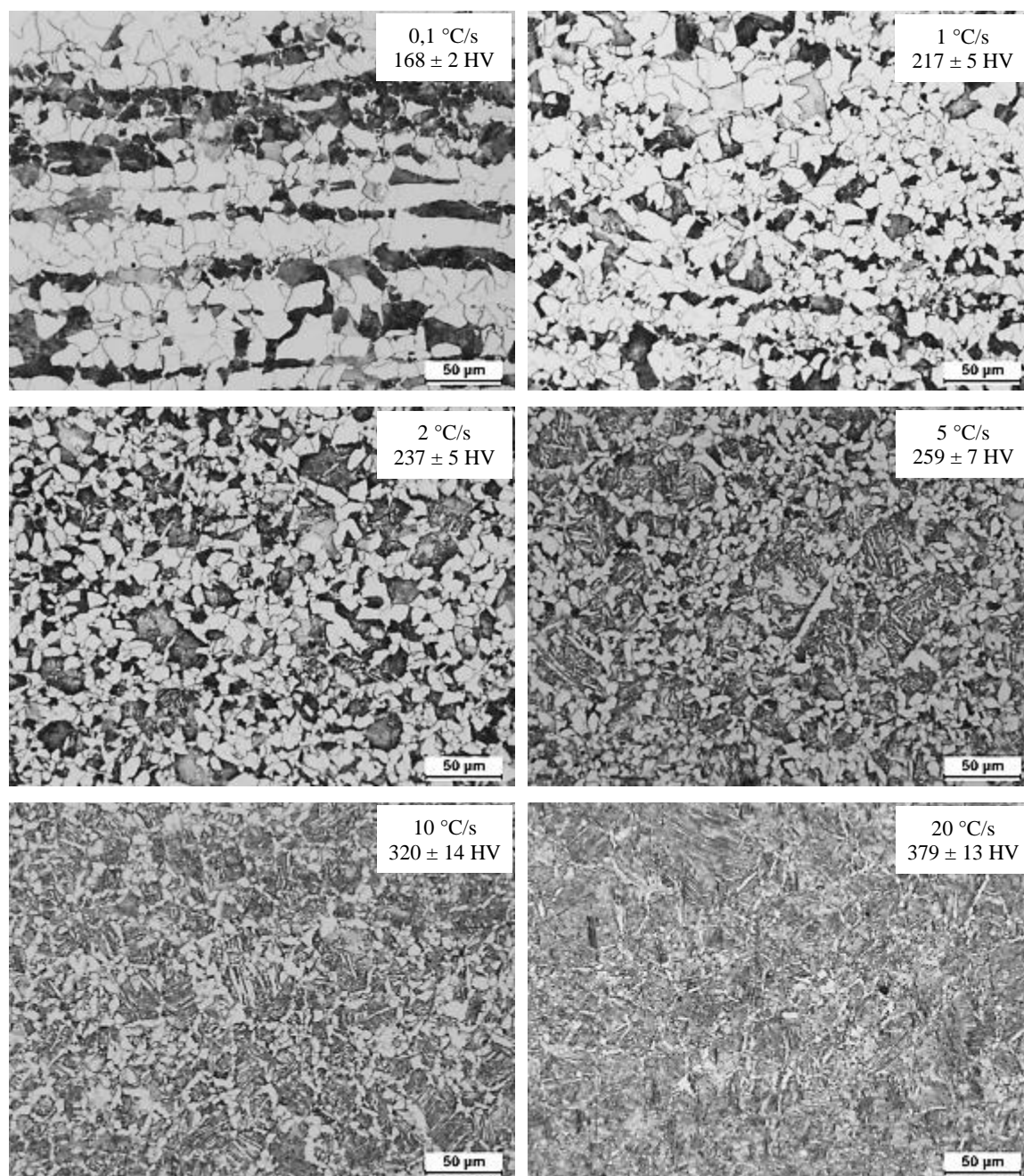
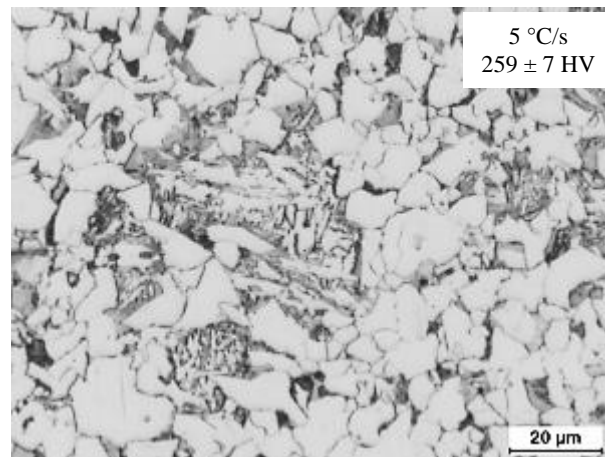
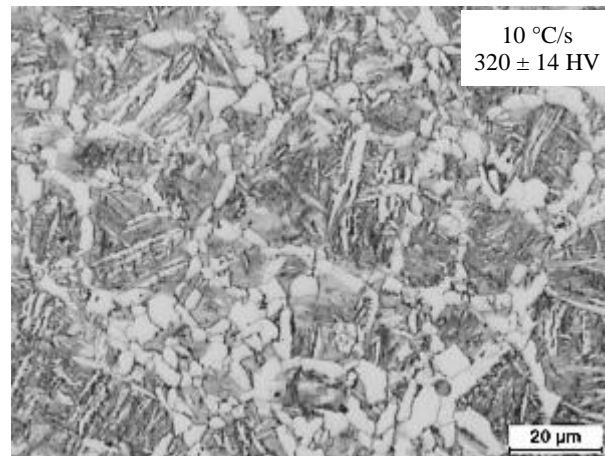


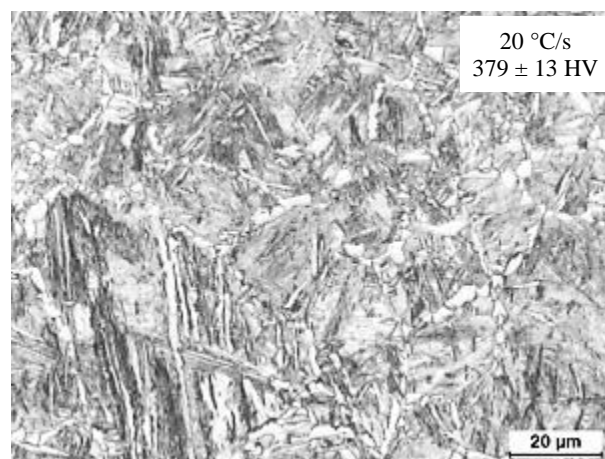
Figura 5.30. Microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatometria nas taxas de resfriamento de 0,1–1–2–5–10 e 20 °C/s (TGA prévio = 19,4 µm). Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



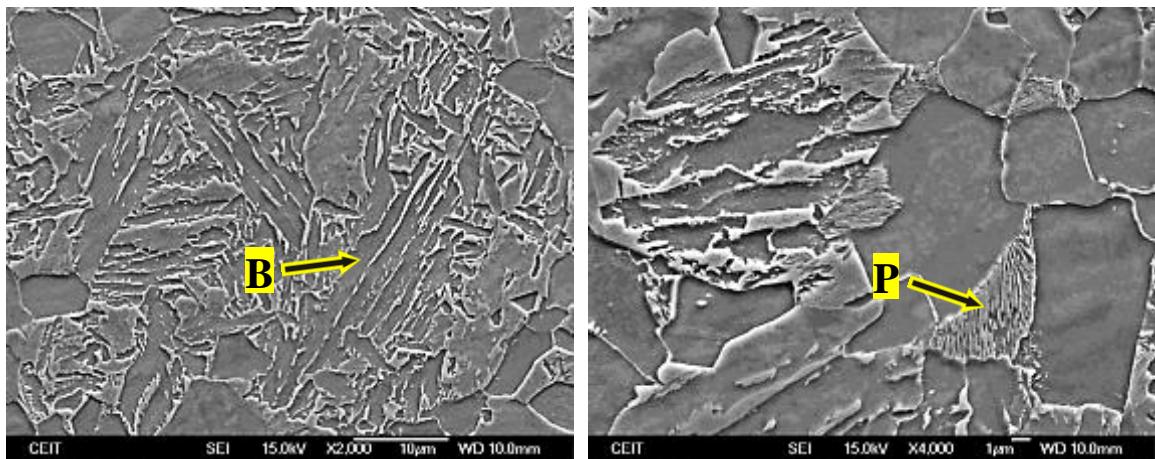
b) 10 °C/s



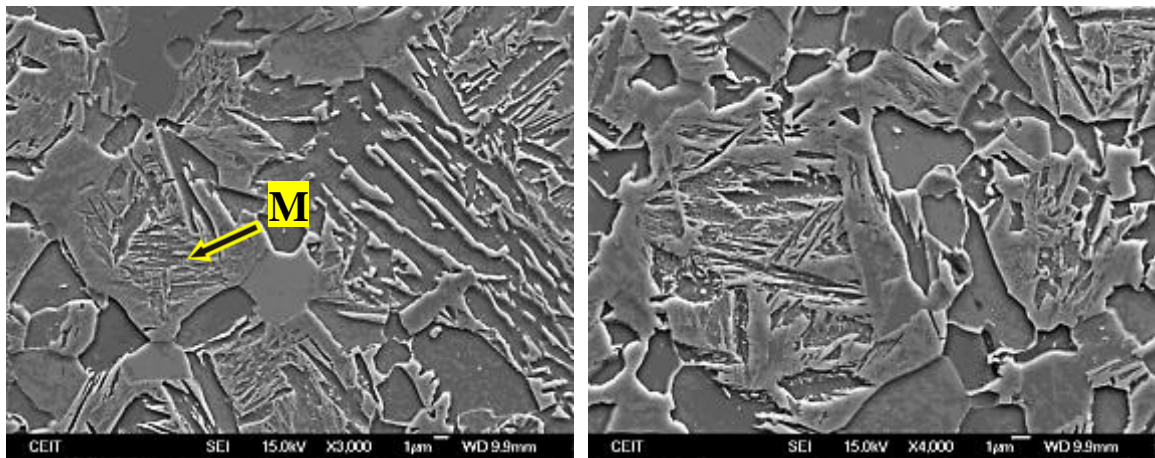
c) 20 °C/s

Figura 5.31. Ampliação das microestruturas finais da liga VNb após ensaios de dilatometria nas taxas de resfriamento de 5, 10 e 20 °C/s (TGA prévio = 19,4 μm).

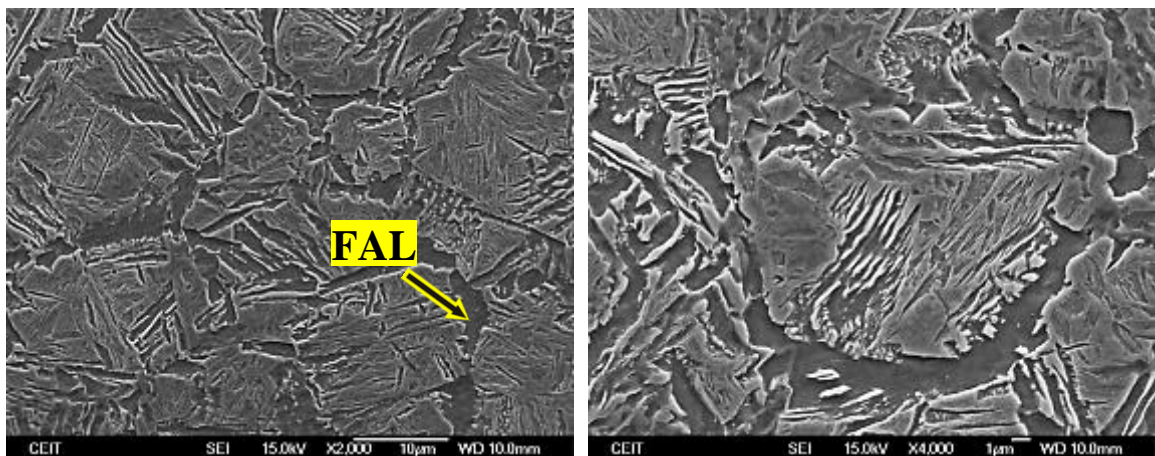
Microscopia ótica com microestrutura revelada por reagente nital.



a) 5 °C/s



b) 10 °C/s



c) 20 °C/s

Figura 5.32. Microestrutura final da liga VNb após ensaios dilatometria nas condições de taxas de resfriamento de a) 5, b) 10 e c) 20 °C/s (TGA prévio = 19,4 µm).

Microscopia eletrônica de varredura com microestrutura revelada por reagente nital.

A Figura 5.33 mostra o diagrama TRC para a liga VNb, construído para um tamanho de grão austenítico prévio de $19,4 \mu\text{m}$ ($T_{\text{aust.}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$). O diagrama indica a formação de ferrita e perlita para taxas de resfriamento de $0,1$ e $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$, formação de ferrita, perlita e bainita para as taxas de 2 e $5 \text{ }^\circ\text{C/s}$, e ferrita, bainita e martensita para a taxa de resfriamento de $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$. As temperaturas M_s e M_f encontradas foram de 370 e $290 \text{ }^\circ\text{C}$, respectivamente.

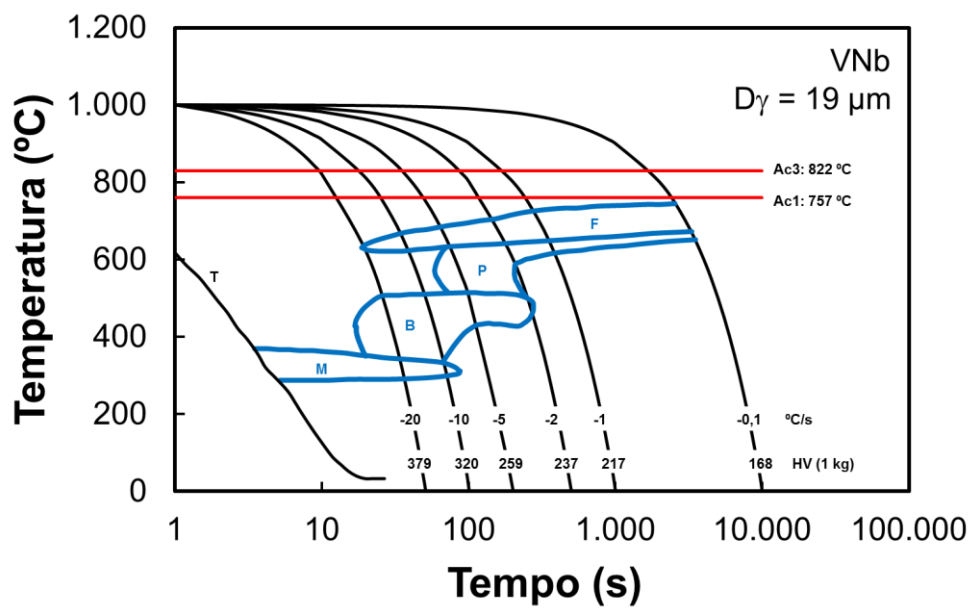


Figura 5.33. Diagrama TRC da liga VNb construído a partir das curvas dilatométricas, com taxas de resfriamento variando entre $0,1$ e $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e tamanho de grão austenítico médio de $19,4 \mu\text{m}$.

5.3 Modelamento matemático

Um modelamento matemático de evolução microestrutural é uma ferramenta amplamente utilizada para previsão de refinamento de microestrutura e propriedades mecânicas finais [(MACCAGNO, et al., 1996), (HODGSON, et al., 1992), (SICILIANO, et al., 1999), (CARVALHO, et al., 2009), (URANGA, et al., 2016)]. Nesta tese, uma série de equações foi selecionada na construção de um modelo matemático atualizado capaz de prever a evolução da microestrutura durante a laminação a quente de aços longos. As equações foram agrupadas em uma sequência lógica de maneira que a partir dos principais parâmetros de entrada do processo o modelo pudesse fornecer como saída condições microestruturais e mecânicas das ligas a serem laminadas. As equações utilizadas no modelo matemático para aço Base estão apresentadas na Tabela 5.4, e as equações utilizadas para aço microligado estão apresentadas na Tabela 5.5.

O modelo considera como dados de entrada a composição química da liga, a temperatura de reaquecimento, tamanho de grão inicial, os tempo entre passes, as temperaturas de cada passe, as deformações e taxas de deformação, calculadas conforme descrito nos itens 3.1.1 e 3.1.2, e a taxa de resfriamento após a laminação. No caso de aços microligados, os teores de Nb e V em solução sólida considerados após o processo de reaquecimento são calculados em função da composição da liga e da temperatura de reaquecimento (Equação 3.10 e 3.12). Ao longo da laminação, os teores de Nb e V em solução sólida podem diminuir em função do progresso da precipitação induzida por deformação, conforme detalhado no item 3.2.2.

Tabela 5.4. Equações que descrevem os eventos metalúrgicos considerados no modelo de evolução microestrutural do aço Base.

Evento	Fórmula	Referência	Equação
Recristalização estática	$t_{0,5}^{RE} = 2,3 \times 10^{-15} \varepsilon^{-2,5} d_0^2 \exp\left(\frac{230000}{RT}\right) \quad e \quad n = 1$	(HODGSON, et al., 1992)	Equação 5.1
Deformação crítica	$\varepsilon_c = 5,6 \times 10^{-4} d_0^{0,3} Z^{0,17}$	(SELLARS, 1990)	Equação 5.2
Parâmetro de Zener-Hollomon	$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right), \quad Q_{def} = 300 \text{ kJmol}^{-1}$	(ROUCOULES, et al., 1993)	Equação 5.3
Recristalização dinâmica	$\varepsilon_{0,5} = 1,144 \times 10^{-5} d_0^{0,28} \dot{\varepsilon}^{0,05} \exp\left(\frac{6,420}{T}\right) \quad e \quad \sigma_{ss} = 4,2 Z^{0,09}$ $X_{DIN} = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}}\right)^2\right]$	(YADA, 1988)	Equação 5.4
Recristalização metadinâmica	$t_{0,5}^{RMD} = 0,4 Z^{-0,8} \exp\left(\frac{230.000}{RT}\right) \quad e \quad n = 1,5$	(HODGSON, et al., 1992)	Equação 5.5
Grão recristalizado	$d_{RE} = 343 d_0^{0,4} \varepsilon^{-0,5} \exp\left(-\frac{45.000}{RT}\right) \quad e \quad d_{RMD} = 2,6 \times 10^4 Z^{-0,23}$ $d_{DIN} = 1,6 \times 10^4 Z^{-0,23}$	(HODGSON, et al., 1992)	Equação 5.6
Crescimento de grão	$RE, t_{CG} < 1 \text{ s} : \quad d^2 = d_{rec}^2 + 4,0 \times 10^7 t_{CG} \exp\left(-\frac{113.000}{RT}\right)$ $RE, t_{CG} > 1 \text{ s} : \quad d^7 = d_{rec}^7 + 1,5 \times 10^{27} t_{CG} \exp\left(-\frac{400.000}{RT}\right)$ $RMD, t_{CG} < 1 \text{ s} : \quad d^2 = d_{rec}^2 + 1,2 \times 10^7 t_{CG} \exp\left(-\frac{113.000}{RT}\right)$ $RMD, t_{CG} > 1 \text{ s} : \quad d^7 = d_{rec}^7 + 8,2 \times 10^{25} t_{CG} \exp\left(-\frac{400.000}{RT}\right)$	(HODGSON, et al., 1992)	Equação 5.7

Tabela 5.5. Equações que descrevem os eventos metalúrgicos considerados no modelo de evolução microestrutural dos aços microligados.

Evento	Fórmula	Referência	Equação
Recristalização estática	$t_{0,5}^{RE} = 9,92 \times 10^{-11} d_o \varepsilon^{-5,6} d_o^{-0,15} \dot{\varepsilon}^{-0,53} \exp\left(\frac{180.000}{RT}\right) \exp\left(\left[\frac{275.000}{T} - 185\right] Nb\right)$ $X_{ppt} < 0,05: n = 28 \exp\left(-\frac{36.000}{RT}\right) \quad e \quad X_{ppt} = 0,95: n = 155 \exp\left(-\frac{56.485}{RT}\right)$	(FERNÁNDEZ, et al., 2000) (MEDINA, et al., 2001) (PEREDA, et al., 2008)	Equação 5.8
Deformação crítica	$\varepsilon_c = \varepsilon_p (0,8 - 13Nb_{eff} + 112Nb_{eff}^2)$ $\varepsilon_p = ((1 + 20Nb)/1,78) 2,8 \times 10^{-4} d_o^{0,5} \left(\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{375.000}{RT}\right)\right)^{0,17}$ $Nb_{eff} = Nb - Mn/120 + Si/94$	(MINAMI, et al., 1996) (SICILIANO, et al., 2000)	Equação 5.9
Parâmetro de Zener-Hollomon	$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right), \quad Q_{def} = 375 \text{ kJmol}^{-1}$	(ROUCOULES, et al., 1993)	Equação 5.10
Recristalização dinâmica	$\varepsilon_{0,5} = 1,144 \times 10^{-3} d_o^{0,25} \dot{\varepsilon}^{0,05} \exp\left(\frac{6.420}{T}\right) \quad e \quad \sigma_{ss} = 4,2Z^{0,09}$ $X_{DIN} = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}}\right)^2\right]$	(SENUMA, et al., 1984)	Equação 5.11
Recristalização metadinâmica	$t_{0,5}^{RMD} = 4,42 \times 10^{-7} \dot{\varepsilon}^{-0,59} \exp\left(\frac{153.000}{RT}\right) \quad e \quad n = 1,0$	(ROUCOULES, et al., 1993)	Equação 5.12
Grão recristalizado	$d_{RE} = 1,4 d_o^{0,56} / \varepsilon \quad e \quad d_{RMD} = 1,37 \times 10^3 Z^{-0,13}$ $d_{DIN} = (14,24 + 271,9[Nb]) \left(\frac{Z}{5 \times 10^{15}}\right)^{-0,13}$	(ROUCOULES, et al., 1993) (ABAD, et al., 2001) (MA, et al., 2007)	Equação 5.13
Crescimento de grão	$d^{6,0} = d_{rec}^{6,0} + 8,0 \times 10^{24} t_{CG} \exp\left(-\frac{435.000}{RT}\right) \text{ para aços ao V}$ $d^{6,4} = d_{rec}^{6,4} + 3,04 \times 10^{45} t_{CG} \exp\left(-\frac{984.500}{RT}\right) \text{ para aços ao Nb}$	(CARVALHO, 2007) (URANGA, et al., 2016)	Equação 5.14
Precipitação	$t_{0,05p} = A \varepsilon^{-\beta} d_o^{0,5} Z^{-0,2} \exp\left(\frac{Q_{dif}}{RT}\right) \exp\left(\frac{B}{T^3 (\ln k_s)^2}\right)$ $A, B = f(k_s) \quad e \quad \beta, Q_{dif} = f(\text{comp. química})$	(MEDINA, et al., 2014)	Equação 5.15

No primeiro passe, uma vez que não há deformação previa, a deformação acumulada (ε_a) é igual a deformação calculada para o passe. Nos passes seguintes, é possível que em determinadas condições a recristalização entre passes seja incompleta, o que leva a um acúmulo de deformação. Quando isso ocorre, a deformação acumulada nos passes anteriores deve ser adicionada à deformação do passe seguinte i ($i > 1$), conforme considerado pela equação proposta por GIBBS et al. (1990):

$$\varepsilon_i^a = \varepsilon_i + K(1 - X_{i-1})\varepsilon_{i-1} \quad \text{Equação 5.16}$$

Onde K é uma constante e X a fração recristalizada. O parâmetro K varia entre 0,5 e 1,0 e está relacionado com a taxa de recuperação. Tempos entre passes longos permitem que a taxa de recuperação seja mais elevada e K assume valores próximos a 0,5; o contrário ocorre para tempo entre passes curtos, onde a taxa de recuperação é limitada e K apresenta valores em torno de 1. No modelo aqui apresentado, considerou-se valor de $K = 1$ porque o processo de laminação ocorre com tempo entre passes relativamente curtos na maioria dos passes. A deformação crítica para início de recristalização dinâmica foi calculada a partir da Equação 5.2 para a liga Base e da Equação 5.9 para as ligas microligadas. Uma variável de ponderação ε_T e um critério de 3 regiões de comportamentos distintos proposto por URANGA et al. (2003) foram considerados na definição do tipo de amaciamento entre passes, seja via recristalização estática ou metadinâmica, conforme se mostra abaixo:

- *Região I* ($\varepsilon_a < \varepsilon_c$): o amaciamento entre passes ocorre unicamente por recristalização estática;
- *Região II* ($\varepsilon_c < \varepsilon_a < \varepsilon_T$): ocorrem simultaneamente os mecanismos de recristalização estática e metadinâmica;
- *Região III* ($\varepsilon_a > \varepsilon_T$): a recristalização metadinâmica é o mecanismo atuante.

No modelo matemático, considerou ε_T proporcional à ε_p ($\varepsilon_T = U\varepsilon_p$), sendo U igual a 1,5 para aços CMn e 1,7 para aços microligados ao Nb e V. Nos passes onde a deformação acumulada está contida na *Região II* ($\varepsilon_c < \varepsilon_a < \varepsilon_T$), o modelo utiliza uma “lei de misturas” para o cálculo da fração recristalizada, tamanho de grão recristalizado e tamanho de grão após crescimento. Neste caso, o amaciamento total é considerado a

soma das frações individuais de recristalização estática (X_{RE}) e recristalização metadinâmica (X_{RMD}):

$$X = X_{RE} + X_{RMD} \quad \text{Equação 5.17}$$

Na *Região II*, quando os dois processos de recristalização se completam, a lógica do modelo considera a soma das frações finais igual a 1, ou seja, $X_{final} = X_{final}^{RE} + X_{final}^{RMD} = 1$. As frações finais de recristalização estática e metadinâmica são calculadas em função de ε_c e de ε_T , de maneira que quando a deformação acumulada é igual a ε_c o único mecanismo de amaciamento atuante é a recristalização estática, e quando a deformação acumulada é igual a ε_T o mecanismo de amaciamento que prevalece é a recristalização metadinâmica, sendo assim descrito:

$$X_{RMD}^{final} = \frac{\varepsilon_a - \varepsilon_c}{\varepsilon_c - \varepsilon_T} \quad e \quad X_{RE}^{final} = 1 - X_{RMD}^{final} \quad \text{Equação 5.18}$$

A partir das frações finais de cada mecanismo, o modelo calcula então as frações de recristalização estática e metadinâmica ponderadas através das seguintes expressões:

$$X_{RE} = X_{RE}^{final} [1 - \exp(-0,693(t/t_{0,5}^{RE})^n)] \quad \text{Equação 5.19}$$

$$X_{RMD} = X_{RMD}^{final} [1 - \exp(-0,693(t/t_{0,5}^{RMD})^n)] \quad \text{Equação 5.20}$$

Nas condições onde o tempo entre passes é insuficiente para que ocorra amaciamento completo, a recristalização é parcial e o tamanho de grão recristalizado médio é calculado de forma ponderada, sendo esse igual a:

$$\bar{d}_{rec} = X_{RE}^{final} d_{rec_RE} + X_{RMD}^{final} d_{rec_RMD} \quad \text{Equação 5.21}$$

Nessa condição de recristalização parcial, o tamanho de grão recristalizado médio é utilizado no cálculo do tamanho de grão médio na entrada do passe seguinte ($d_{0_{i+1}}$) através da “lei de misturas” proposta por BEYNON e SELLARS (1992):

$$d_{0_{i+1}} = \bar{d}_{rec_i} X_i^{3/4} + d_{0_i} (1 - X_i)^2 \quad \text{Equação 5.22}$$

Quando o tempo entre passes é maior que o tempo necessário para que ocorra amaciamento completo, o modelo considera que há crescimento de grão no tempo disponível até a próxima deformação. Neste caso, grãos recristalizados estaticamente e metadinamicamente seguem cinéticas de crescimento de grão diferentes, conforme mostram as equações das Tabelas 5.4 e 5.5. Da mesma forma, o tamanho de grão médio após o tempo entre passes (t_{ep}) é calculado de maneira ponderada, sendo este proporcional aos tamanhos de grãos após t_{ep} e às frações recristalizadas finais dos dois mecanismos:

$$\bar{d}_{após_tep} = X_{RE}^{final} d_{após_tep_RE} + X_{RMD}^{final} d_{após_tep_RMD} \quad \text{Equação 5.23}$$

Nas condições onde a fração recristalizada se completa, o tamanho de grão na entrada do próximo passe, $d_{0_{i+1}}$, é igual ao tamanho de grão após t_{ep} calculado pela equação acima.

As cinéticas de recristalização estática e metadinâmica foram calculadas conforme a equação de Avrami, e os tempos para 50 % de recristalização foram avaliados a partir das fórmulas indicadas nas Tabelas 5.4 e 5.5. Os expoentes de Avrami, n , variam em função da liga e da natureza de recristalização. No caso de recristalização estática de aços microligados com ausência de precipitação, o modelo considera que o expoente de Avrami varia em função da temperatura, conforme sugere o trabalho de MEDINA et al. (2001). Quando a precipitação se inicia, a recristalização estática é completamente interrompida até que a cinética de precipitação se complete. Entretanto, conforme descrito na seção 3.2.4, a recristalização metadinâmica prossegue mesmo após o início da precipitação induzida por deformação. Logo, para recristalização metadinâmica, o modelo considera que o expoente de Avrami não varia com a ocorrência de precipitação e nem com a temperatura, e supõe-se valor constante de 1,0 para aços microligados ao Nb e V. Quando a precipitação induzida por deformação se completa, os precipitados formados perdem seu efeito inibidor, o que permite a retomada do amaciamento da

microestrutura por recristalização estática. Entretanto, a presença dos precipitados, ainda que grosseiros, reduz a cinética de recristalização estática, e a equação que descreve n assume outra forma mais conservadora, de maneira que tempos mais longos são necessários para que a recristalização estática se complete.

O modelo considera a possibilidade de formação de precipitados induzidos por deformação tanto do tipo Nb(C,N) quanto VN, ambos apresentando capacidade de inibir a recristalização estática, e, para isso, foram utilizadas as equações de precipitação induzida deformação desenvolvidas por MEDINA et al. (2014), apresentadas e discutidas em detalhes na seção 3.2.3.

As equações utilizadas para cálculo de início de precipitação induzida por precipitação foram estabelecidas em condições isotérmicas. Entretanto, os processos de laminação a quente usualmente ocorrem em condições de resfriamento contínuo. Para tais condições, vários autores [(PARK, 1991), (SICILIANO, et al., 1999), (CARVALHO, 2007), (REIS, 2007)] aplicaram os princípios de aditividade de SCHEIL (1935). O conceito da regra de aditividade consiste em dividir a curva temperatura vs tempo de resfriamento contínuo em uma série de pequenos intervalos isotérmicos, e calcular o tempo para início de precipitação em cada intervalo. Considerando Δt o intervalo mínimo de tempo e $t_{0,05p}(T_i)$ como o tempo para início de precipitação calculado para cada sub temperatura, a precipitação ocorre quando:

$$\frac{\Delta t}{t_{0,05p}(T_1)} + \frac{\Delta t}{t_{0,05p}(T_2)} + \frac{\Delta t}{t_{0,05p}(T_3)} + \dots + \frac{\Delta t}{t_{0,05p}(T_n)} = 1 \quad \text{Equação 5.24}$$

ou

$$\sum_{i=1}^n \frac{\Delta t}{t_{0,05p}(T_i)} = 1 \quad \text{Equação 5.25}$$

Isso significa que o início da precipitação é avaliado a cada intervalo de tempo e temperatura, e quando a soma $\Delta t/t_{0,05p}(T_i)$ atinge a unidade, considera-se iniciada a

precipitação induzida por deformação e a recristalização estática é imediatamente interrompida.

A precipitação induzida por deformação é um fenômeno que envolve nucleação e crescimento, o que permite que sua evolução seja modelada através de equação do tipo Avrami:

$$X_{ppt} = 1 - \exp\left(\ln(0,95) \left(\frac{t}{t_{0,05p}}\right)^{n_p}\right) \quad \text{Equação 5.26}$$

Onde X_{ppt} é a fração precipitada para um tempo t , n_p é o expoente de Avrami para precipitação e $t_{0,05p}$ é o tempo para início da precipitação induzida por deformação. MEDINA et al. (2014) sugerem valor de n_p igual a 1,54 para precipitação de carbonitreto de nióbio e de 2,05 para precipitação de nitreto de vanádio.

Uma vez iniciada a precipitação induzida por deformação ($X_{ppt} > 0,05$), a fração precipitada deve ser somada à fração do instante anterior, até que a cinética de precipitação se complete ($X_{ppt} > 0,95$). Visto que $t_{0,05p}$ varia em função da temperatura, aplicadas condições de resfriamento contínuo, a curva de Avrami se desloca cada vez mais para a direita, ou seja, para tempos mais longos onde se torna mais difícil o avanço da precipitação. Com objetivo de compensar esse deslocamento da curva cinética de precipitação com a temperatura, PEREDA et al. (2008) propuseram uma derivação da “regra de aditividade”, sendo aplicado o conceito de “tempo equivalente”, um tempo corrigido para uma temperatura diferente mas fração precipitada constante.

Considerando que a fração precipitada acumulada até um tempo t_i , a uma dada temperatura T_i , seja X_i . Ao fim de um dado intervalo de tempo Δt após T_i a temperatura será T_{i+1} , que no resfriamento contínuo é menor que T_i . A fração precipitada acumulada ao final do intervalo Δt na temperatura subsequente T_{i+1} é calculada, primeiramente, determinando o “tempo equivalente” (t_{eq}), hipoteticamente um tempo necessário para se atingir o valor da fração precipitada do intervalo anterior, X_i , porém na temperatura

T_{i+1} . Em condições de resfriamento contínuo t_{eq} é sempre maior que t_i . Dessa forma, a fração precipitada acumulada após o intervalo Δt na temperatura T_{i+1} será a soma de $X_{i+1}(t_{eq})$ e $X_{i+1}(\Delta t)$, conforme mostra a expressão a seguir:

$$X_{i+1}^{ppt}(t_{eq} + \Delta t) = X_{i+1}^{ppt}(t_{eq}) + X_{i+1}^{ppt}(\Delta t) \quad \text{Equação 5.27}$$

Onde t_{eq} pode ser obtido através de:

$$t_{eq} = \frac{t_i \times t_{0.05p}^{i+1}}{t_{0.05p}^i} \quad \text{Equação 5.28}$$

A Figura 5.34 mostra uma ilustração de como a fração precipitada foi calculada no resfriamento contínuo.

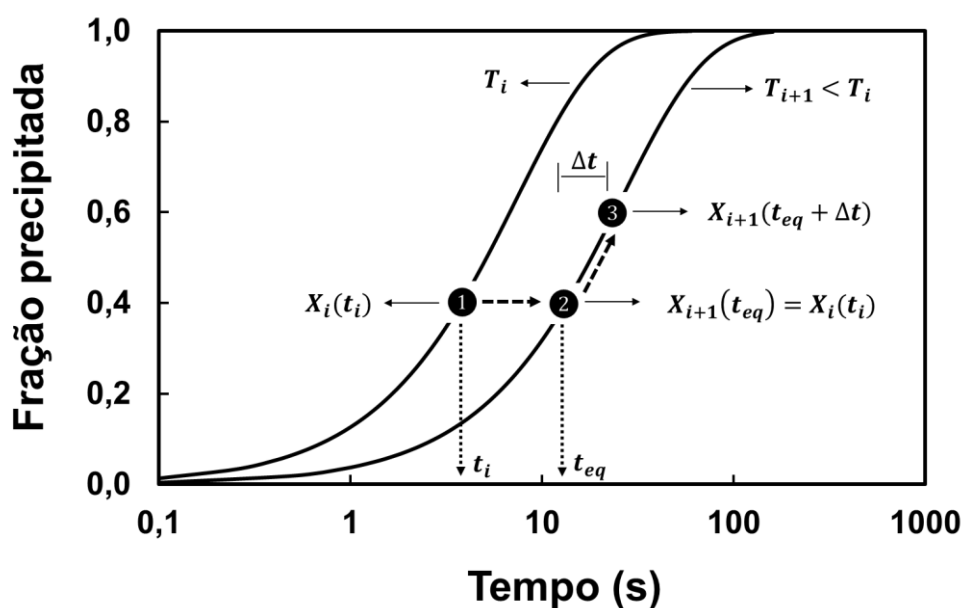


Figura 5.34. Ilustração esquemática de como a fração precipitada foi calculada durante o resfriamento contínuo através do critério de tempo equivalente.

Assim, a fração precipitada é calculada e somada a cada intervalo de tempo, e se completa quando a soma atinge 0,95 e o processo de recristalização estática é retomado.

Da mesma forma, o modelo considerou o conceito de “tempo equivalente” proposto por PEREDA et al. (2008) para as cinéticas de recristalização que ocorrem após a aplicação dos passes de deformação:

$$X_{i+1}(t_{eq} + \Delta t) = X_{i+1}(t_{eq}) + X_{i+1}(\Delta t) \quad \text{Equação 5.29}$$

Onde t_{eq} a cada instante pode ser obtido através de:

$$t_{eq} = \frac{t_i x t_{0.5}^{i+1}}{t_{0.5}^i} \quad \text{Equação 5.30}$$

Conforme sugere a literatura [(MISAKA, et al., 1967), (MINAMI, et al., 1996), (SICILIANO, et al., 1996), (SICILIANO, et al., 2000)], a tensão de fluxo média (TFM) em cada passe foi estimada levando em consideração a composição química da liga (C, Mn, Ti e Nb), os parâmetros de processo (temperatura, deformação e taxa de deformação), e a fração recristalizada dinamicamente (calculada conforme Equações 5.4 e 5.11). As equações utilizadas no modelo para cálculo da TFM estão apresentadas abaixo:

$$TFM = TFM_{SICILIANO}(1 - X_{DIN}) + 1,14\sigma_{ss}X_{DIN} \quad \text{Equação 5.31}$$

$$TFM_{SICILIANO} = TFM_{MISAKA}(0,768 + 0,51[Nb] + 0,137[Mn] + 4,217[Ti]) \quad \text{Equação 5.32}$$

$$TFM_{MISAKA} = 9,8 \exp\left(0,126 - 1,75[C] + 0,594[C]^2 + \frac{2851+2968[C]-1120[C]^2}{T}\right) \varepsilon_a^{0,21} \dot{\varepsilon}^{0,13} \quad \text{Equação 5.33}$$

Considerando as possíveis condições de processamento termomecânico do laminador a quente, foram simuladas no modelo matemático 4 variações de processo possíveis, de maneira que pudesse ser avaliado o efeito dos parâmetros termomecânicos na evolução da microestrutura, na precipitação e nas propriedades mecânicas ao longo do processo. Essas 4 condições propostas correspondem às condições 1P, 1C, 2P e 2C avaliadas nos

ensaios de torção a quente (Tabela 4.2, 5.6 a 5.17). Dessas 4 condições, a 1P e 1C consideram temperatura de reaquecimento de 1100 °C, sendo que na segunda considera-se temperaturas mais baixas entre as cadeiras 13 e 18 em função da aplicação de resfriamento acelerado. As condições 2P e 2C consideram temperatura de reaquecimento 100 °C acima (1200 °C) e resfriamento acelerado na condição 2C entre as cadeiras 13 e 18.

No processo de laminação a quente considerado nesse trabalho as deformações são aplicadas em 6 passes iniciais nas cadeiras de desbaste, 6 passes no primeiro intermediário, 2 passes no segundo intermediário, 2 passes nas cadeiras do pré-acabador e 2 passes finais no bloco acabador. Nas condições 1P e 1C, a temperatura de reaquecimento é de 1100 °C e a temperatura entre os passes 1 e 12 varia entre 1087 e 998 °C. Na condição 1P, a temperatura entre os passes 13 e 18 varia entre 992 e 971 °C, e na condição 1C, em função da utilização do resfriamento acelerado à água sobre a barra, a temperatura nesses passes é mais baixa, e varia entre 962 e 911 °C. Nas condições 2P e 2C, a temperatura de reaquecimento é de 1200 °C e a temperatura entre os passes 1 e 12 varia entre 1187 e 1098 °C. Na condição 2P, a temperatura entre os passes 13 e 18 varia entre 1092 e 1071 °C, e na condição 2C, assim como na condição 1C onde foi considerando resfriamento acelerado, a temperatura de deformação nesses passes varia entre 1062 e 951 °C.

As deformações utilizadas foram as mesmas em todas as condições, sendo as menores às dos passes 12, 16 e 18, (0,29, 0,28 e 0,32 respectivamente) e as maiores às dos passes 5, 7 e 8 (0,66, 0,62 e 0,63 respectivamente). A deformação média de todos os passes é de 0,49.

Tabela 5.6. Ciclo termomecânico da condição 1P para o aço Base ($T_{req.} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Passe	d_o	T	ϵ	ϵ_c	ϵ_a	$d\epsilon/dt$	t_{ep}	RD?	X_{DIN}	X_{RE}	X_{RMD}	X_{RE+RMD}	$d_{após\ t_{ep}}$	TFM	tempo
1	200	1087	0,37	0,24	0,37	0,7	14,0	SIM	5%	79%	21%	100%	90	71	0,0
2	67	1069	0,41	0,19	0,41	1,0	13,5	SIM	12%	45%	55%	100%	65	78	14,0
3	58	1051	0,59	0,21	0,59	1,7	8,7	SIM	39%	13%	87%	100%	51	95	27,5
4	50	1040	0,46	0,22	0,46	2,0	6,7	SIM	18%	42%	58%	100%	50	94	36,2
5	45	1031	0,66	0,24	0,66	3,6	5,3	SIM	48%	10%	90%	100%	40	110	42,9
6	39	1024	0,58	0,25	0,58	4,5	10,0	SIM	34%	28%	72%	100%	42	112	48,3
7	38	1011	0,62	0,28	0,62	7,3	2,9	SIM	37%	36%	64%	100%	36	123	58,2
8	32	1008	0,63	0,28	0,63	10,2	2,1	SIM	40%	31%	69%	100%	33	129	61,1
9	30	1005	0,60	0,30	0,60	16,2	1,6	SIM	35%	43%	57%	100%	33	136	63,2
10	27	1003	0,51	0,30	0,51	17,1	2,3	SIM	22%	59%	41%	100%	36	135	64,8
11	28	1000	0,55	0,33	0,55	28,9	1,5	SIM	26%	62%	38%	100%	35	146	67,1
12	25	998	0,29	0,31	0,29	21,5	4,5	-	-	100%	0%	100%	47	124	68,7
13	47	992	0,57	0,43	0,57	44,6	1,3	SIM	21%	84%	16%	100%	38	158	73,2
14	23	990	0,39	0,35	0,39	44,8	9,3	SIM	6%	94%	6%	100%	45	148	74,5
15	29	978	0,43	0,43	0,43	71,7	0,4	SIM	8%	99%	0%	99%	29	165	83,8
16	16	977	0,28	0,35	0,28	63,8	5,1	-	-	100%	0%	100%	41	149	84,3
17	41	971	0,53	0,54	0,53	131,9	0,1	-	-	53%	0%	53%	27	190	89,3
18	21	971	0,32	0,44	0,57	126,8	52,7	SIM	22%	83%	17%	100%	36	188	89,4

Tabela 5.7. Ciclo termomecânico da condição 1C para o aço Base ($T_{req.} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$).

Passe	d_o	T	ε	ε_c	ε_a	$d\varepsilon/dt$	t_{ep}	RD?	X_{DIN}	X_{RE}	X_{RMD}	X_{RE+RMD}	$d_{após\ t_{ep}}$	TFM	tempo
1	200	1087	0,37	0,24	0,37	0,7	14,0	SIM	5%	79%	21%	100%	90	71	0,0
2	67	1069	0,41	0,19	0,41	1,0	13,5	SIM	12%	45%	55%	100%	65	78	14,0
3	58	1051	0,59	0,21	0,59	1,7	8,7	SIM	39%	13%	87%	100%	51	95	27,5
4	50	1040	0,46	0,22	0,46	2,0	6,7	SIM	18%	42%	58%	100%	50	94	36,2
5	45	1031	0,66	0,24	0,66	3,6	5,3	SIM	48%	10%	90%	100%	40	110	42,9
6	39	1024	0,58	0,25	0,58	4,5	10,0	SIM	34%	28%	72%	100%	42	112	48,3
7	38	1011	0,62	0,28	0,62	7,3	2,9	SIM	37%	36%	64%	100%	36	123	58,2
8	32	1008	0,63	0,28	0,63	10,2	2,1	SIM	40%	31%	69%	100%	33	129	61,1
9	30	1005	0,60	0,30	0,60	16,2	1,6	SIM	35%	43%	57%	100%	33	136	63,2
10	27	1003	0,51	0,30	0,51	17,1	2,3	SIM	22%	59%	41%	100%	36	135	64,8
11	28	1000	0,55	0,33	0,55	28,9	1,5	SIM	26%	62%	38%	100%	35	146	67,1
12	25	998	0,29	0,31	0,29	21,5	4,5	-	-	100%	0%	100%	46	124	68,7
13	46	962	0,57	0,48	0,57	44,6	1,3	SIM	17%	91%	9%	100%	34	170	73,2
14	20	960	0,39	0,38	0,39	44,8	9,3	SIM	5%	99%	1%	100%	39	159	74,5
15	24	918	0,43	0,52	0,43	71,7	0,4	-	-	89%	0%	89%	20	192	83,8
16	17	917	0,28	0,46	0,33	63,8	5,1	-	-	100%	0%	100%	31	179	84,3
17	31	911	0,53	0,64	0,53	131,9	0,1	-	-	35%	0%	35%	19	221	89,3
18	18	911	0,32	0,54	0,66	126,8	20,8	SIM	24%	87%	13%	100%	25	223	89,4

Tabela 5.8. Ciclo termomecânico da condição 2P para o aço Base ($T_{req.} = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$).

Passe	d_o	T	ε	ε_c	ε_a	$d\varepsilon/dt$	t_{ep}	RD?	X_{DIN}	X_{RE}	X_{RMD}	X_{RE+RMD}	$d_{após\ tep}$	TFM	tempo
1	200	1187	0,37	0,17	0,37	0,7	14,0	SIM	20%	54%	46%	100%	117	61	0,0
2	100	1169	0,41	0,16	0,41	1,0	13,5	SIM	32%	23%	77%	100%	94	68	14,0
3	91	1151	0,59	0,18	0,59	1,7	8,7	SIM	67%	0%	100%	100%	75	81	27,5
4	75	1140	0,46	0,18	0,46	2,0	6,7	SIM	41%	18%	82%	100%	72	80	36,2
5	69	1131	0,66	0,20	0,66	3,6	5,3	SIM	76%	0%	100%	100%	61	92	42,9
6	61	1124	0,58	0,20	0,58	4,5	10,0	SIM	62%	0%	100%	100%	58	93	48,3
7	58	1111	0,62	0,22	0,62	7,3	2,9	SIM	65%	6%	94%	100%	50	101	58,2
8	49	1108	0,63	0,23	0,63	10,2	2,1	SIM	68%	1%	99%	100%	46	106	61,1
9	46	1105	0,60	0,24	0,60	16,2	1,6	SIM	62%	16%	84%	100%	45	111	63,2
10	42	1103	0,51	0,24	0,51	17,1	2,3	SIM	46%	34%	66%	100%	50	110	64,8
11	43	1100	0,55	0,27	0,55	28,9	1,5	SIM	51%	38%	62%	100%	47	119	67,1
12	38	1098	0,29	0,25	0,29	21,5	4,5	SIM	6%	91%	9%	100%	69	101	68,7
13	43	1092	0,57	0,30	0,57	44,6	1,3	SIM	52%	46%	54%	100%	46	127	73,2
14	35	1090	0,39	0,28	0,39	44,8	9,3	SIM	20%	77%	23%	100%	63	120	74,5
15	44	1078	0,43	0,34	0,43	71,7	0,4	SIM	23%	84%	16%	100%	45	133	83,8
16	25	1077	0,28	0,28	0,28	63,8	5,1	-	-	100%	0%	100%	64	119	84,3
17	63	1071	0,53	0,43	0,53	131,9	0,1	SIM	30%	73%	11%	84%	41	149	89,3
18	19	1071	0,32	0,29	0,40	126,8	72,7	SIM	24%	73%	27%	100%	54	143	89,4

Tabela 5.9. Ciclo termomecânico da condição 2C para o aço Base ($T_{req.} = 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

Passe	d_o	T	ε	ε_c	ε_a	$d\varepsilon/dt$	t_{ep}	RD?	X_{DIN}	X_{RE}	X_{RMD}	X_{RE+RMD}	$d_{após\ tep}$	TFM	tempo
1	200	1187	0,37	0,17	0,37	0,7	14,0	SIM	20%	54%	46%	100%	117	61	0,0
2	100	1169	0,41	0,16	0,41	1,0	13,5	SIM	32%	23%	77%	100%	94	68	14,0
3	91	1151	0,59	0,18	0,59	1,7	8,7	SIM	67%	0%	100%	100%	75	81	27,5
4	75	1140	0,46	0,18	0,46	2,0	6,7	SIM	41%	18%	82%	100%	72	80	36,2
5	69	1131	0,66	0,20	0,66	3,6	5,3	SIM	76%	0%	100%	100%	61	92	42,9
6	61	1124	0,58	0,20	0,58	4,5	10,0	SIM	62%	0%	100%	100%	58	93	48,3
7	58	1111	0,62	0,22	0,62	7,3	2,9	SIM	65%	6%	94%	100%	50	101	58,2
8	49	1108	0,63	0,23	0,63	10,2	2,1	SIM	68%	1%	99%	100%	46	106	61,1
9	46	1105	0,60	0,24	0,60	16,2	1,6	SIM	62%	16%	84%	100%	45	111	63,2
10	42	1103	0,51	0,24	0,51	17,1	2,3	SIM	46%	34%	66%	100%	50	110	64,8
11	43	1100	0,55	0,27	0,55	28,9	1,5	SIM	51%	38%	62%	100%	47	119	67,1
12	38	1098	0,29	0,25	0,29	21,5	4,5	SIM	6%	91%	9%	100%	67	101	68,7
13	41	1062	0,57	0,32	0,57	44,6	1,3	SIM	45%	57%	43%	100%	43	134	73,2
14	31	1060	0,39	0,30	0,39	44,8	9,3	SIM	17%	82%	18%	100%	54	127	74,5
15	36	988	0,43	0,44	0,43	71,7	0,4	-	-	97%	0%	97%	31	162	83,8
16	30	987	0,28	0,41	0,29	63,8	5,1	-	-	100%	0%	100%	45	146	84,3
17	45	951	0,53	0,60	0,53	131,9	0,1	-	-	36%	0%	36%	26	200	89,3
18	25	951	0,32	0,50	0,65	126,8	24,8	SIM	34%	83%	17%	100%	31	198	89,4

Tabela 5.10. Ciclo termomecânico da condição 1P para o aço V ($T_{req.} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$).

P	d _o	T	ε	ε_c	ε_a	d ε /dt	t _{ep}	PTT?	X _{PPT_Nb}	X _{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X _{DIN}	X _{RE}	X _{RMD}	X _{RE+RMD}	d _{após tep}	TFM	t
1	200	1087	0,37	0,53	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,000	0,174	-	-	98%	-	98%	73	75	0,0
2	73	1069	0,41	0,36	0,41	1,0	13,5	-	-	-	0,000	0,174	SIM	1%	83%	16%	100%	37	83	14,0
3	37	1051	0,59	0,31	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,000	0,174	SIM	33%	-	100%	100%	27	102	27,5
4	27	1040	0,46	0,28	0,46	2,0	6,7	-	-	-	0,000	0,174	SIM	17%	29%	71%	100%	24	100	36,2
5	24	1031	0,66	0,31	0,66	3,6	5,3	-	-	-	0,000	0,174	SIM	47%	-	100%	100%	22	118	42,9
6	22	1024	0,58	0,31	0,58	4,5	10,0	-	-	-	0,000	0,174	SIM	28%	10%	90%	100%	24	120	48,3
7	24	1011	0,62	0,37	0,62	7,3	2,9	-	-	-	0,000	0,174	SIM	21%	30%	70%	100%	18	132	58,2
8	18	1008	0,63	0,35	0,63	10,2	2,1	-	-	-	0,000	0,174	SIM	28%	15%	85%	100%	17	139	61,1
9	17	1005	0,60	0,37	0,60	16,2	1,6	-	-	-	0,000	0,174	SIM	20%	32%	68%	100%	16	147	63,2
10	16	1003	0,51	0,37	0,51	17,1	2,3	-	-	-	0,000	0,174	SIM	9%	57%	43%	100%	17	144	64,8
11	17	1000	0,55	0,42	0,55	28,9	1,5	-	-	-	0,000	0,174	SIM	6%	66%	34%	100%	16	157	67,1
12	16	998	0,29	0,39	0,29	21,5	4,5	-	-	-	0,000	0,174	-	-	91%	-	91%	20	132	68,7
13	20	992	0,57	0,51	0,60	44,6	1,3	-	-	-	0,000	0,174	SIM	2%	81%	18%	100%	15	172	73,2
14	15	990	0,39	0,45	0,39	44,8	9,3	-	-	-	0,000	0,174	-	-	100%	-	100%	20	158	74,5
15	20	978	0,43	0,60	0,43	71,7	0,4	-	-	-	0,000	0,174	-	-	77%	-	77%	14	176	83,8
16	14	977	0,28	0,48	0,38	63,8	5,1	SIM	-	7%	0,000	0,173	-	-	99%	-	99%	17	169	84,3
17	17	971	0,53	0,63	0,53	131,9	0,1	SIM	-	7%	0,000	0,172	-	-	-	-	-	17	202	89,3
18	17	971	0,32	0,62	0,85	126,8	58,3	-	-	100%	0,000	0,154	SIM	12%	60%	40%	100%	17	219	89,4

Tabela 5.11. Ciclo termomecânico da condição 1C para o aço V ($T_{reaq.} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$).

P	d_o	T	ε	ε_c	ε_a	$d\varepsilon/dt$	t_{ep}	PTT?	X_{PPT_Nb}	X_{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X_{DIN}	X_{RE}	X_{RMD}	X_{RE+RMD}	$d_{após\ tep}$	TFM	t
1	200	1087	0,37	0,53	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,000	0,174	-	-	98%	-	98%	73	75	0,0
2	73	1069	0,41	0,36	0,41	1,0	13,5	-	-	-	0,000	0,174	SIM	1%	83%	16%	100%	37	83	14,0
3	37	1051	0,59	0,31	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,000	0,174	SIM	33%	-	100%	100%	27	102	27,5
4	27	1040	0,46	0,28	0,46	2,0	6,7	-	-	-	0,000	0,174	SIM	17%	29%	71%	100%	24	100	36,2
5	24	1031	0,66	0,31	0,66	3,6	5,3	-	-	-	0,000	0,174	SIM	47%	-	100%	100%	22	118	42,9
6	22	1024	0,58	0,31	0,58	4,5	10,0	-	-	-	0,000	0,174	SIM	28%	10%	90%	100%	24	120	48,3
7	24	1011	0,62	0,37	0,62	7,3	2,9	-	-	-	0,000	0,174	SIM	21%	30%	70%	100%	18	132	58,2
8	18	1008	0,63	0,35	0,63	10,2	2,1	-	-	-	0,000	0,174	SIM	28%	15%	85%	100%	17	139	61,1
9	17	1005	0,60	0,37	0,60	16,2	1,6	-	-	-	0,000	0,174	SIM	20%	32%	68%	100%	16	147	63,2
10	16	1003	0,51	0,37	0,51	17,1	2,3	-	-	-	0,000	0,174	SIM	9%	57%	43%	100%	17	144	64,8
11	17	1000	0,55	0,42	0,55	28,9	1,5	-	-	-	0,000	0,174	SIM	6%	66%	34%	100%	16	157	67,1
12	16	998	0,29	0,39	0,29	21,5	4,5	-	-	-	0,000	0,174	-	-	85%	-	85%	19	132	68,7
13	19	962	0,57	0,57	0,62	44,6	1,3	-	-	-	0,000	0,174	SIM	0%	91%	8%	99%	13	185	73,2
14	13	960	0,39	0,48	0,39	44,8	9,3	SIM	-	49%	0,000	0,163	-	-	86%	-	86%	13	169	74,5
15	13	918	0,43	0,65	0,49	71,7	0,4	SIM	-	51%	0,000	0,162	-	-	-	-	-	13	209	83,8
16	13	917	0,28	0,64	0,76	63,8	5,1	SIM	-	69%	0,000	0,159	SIM	3%	-	22%	22%	9	226	84,3
17	9	911	0,53	0,64	1,12	131,9	0,1	SIM	-	69%	0,000	0,159	SIM	38%	-	28%	28%	6	257	89,3
18	6	911	0,32	0,50	1,13	126,8	23,6	-	-	100%	0,000	0,154	SIM	65%	-	100%	100%	10	244	89,4

Tabela 5.12. Ciclo termomecânico da condição 2P para o aço V ($T_{reaq.} = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$).

P	d _o	T	ε	ε_c	ε_a	d ε /dt	t _{ep}	PTT?	X _{PPT_Nb}	X _{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X _{DIN}	X _{RE}	X _{RMD}	X _{RE+RMD}	d _{após tep}	TFM	t
1	200	1187	0,37	0,36	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,000	0,180	SIM	0%	95%	5%	100%	74	63	0,0
2	74	1169	0,41	0,24	0,41	1,0	13,5	-	-	-	0,000	0,180	SIM	20%	27%	73%	100%	50	70	14,0
3	50	1151	0,59	0,24	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,000	0,180	SIM	66%	-	100%	100%	43	85	27,5
4	43	1140	0,46	0,23	0,46	2,0	6,7	-	-	-	0,000	0,180	SIM	36%	-	100%	100%	40	84	36,2
5	40	1131	0,66	0,26	0,66	3,6	5,3	-	-	-	0,000	0,180	SIM	73%	-	100%	100%	37	97	42,9
6	37	1124	0,58	0,26	0,58	4,5	10,0	-	-	-	0,000	0,180	SIM	53%	-	100%	100%	39	99	48,3
7	39	1111	0,62	0,31	0,62	7,3	2,9	-	-	-	0,000	0,180	SIM	45%	-	100%	100%	30	107	58,2
8	30	1108	0,63	0,29	0,63	10,2	2,1	-	-	-	0,000	0,180	SIM	54%	-	100%	100%	28	112	61,1
9	28	1105	0,60	0,31	0,60	16,2	1,6	-	-	-	0,000	0,180	SIM	44%	-	100%	100%	27	119	63,2
10	27	1103	0,51	0,31	0,51	17,1	2,3	-	-	-	0,000	0,180	SIM	25%	28%	72%	100%	29	117	64,8
11	29	1100	0,55	0,35	0,55	28,9	1,5	-	-	-	0,000	0,180	SIM	22%	38%	62%	100%	26	127	67,1
12	26	1098	0,29	0,32	0,29	21,5	4,5	-	-	-	0,000	0,180	-	-	100%	-	100%	34	108	68,7
13	34	1092	0,57	0,42	0,57	44,6	1,3	-	-	-	0,000	0,180	SIM	11%	62%	38%	100%	25	138	73,2
14	25	1090	0,39	0,37	0,39	44,8	9,3	-	-	-	0,000	0,180	SIM	0%	95%	5%	100%	34	128	74,5
15	34	1078	0,43	0,49	0,43	71,7	0,4	-	-	-	0,000	0,180	-	-	100%	-	100%	24	143	83,8
16	24	1077	0,28	0,40	0,28	63,8	5,1	-	-	-	0,000	0,180	-	-	100%	-	100%	32	128	84,3
17	32	1071	0,53	0,55	0,53	131,9	0,1	-	-	-	0,000	0,180	-	-	96%	-	96%	19	163	89,3
18	19	1071	0,32	0,41	0,34	126,8	78,3	-	-	96%	0,000	0,155	-	-	100%	-	100%	29	148	89,4

Tabela 5.13. Ciclo termomecânico da condição 2C para a liga de aço V ($T_{reaq.} = 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

P	d _o	T	ϵ	ϵ_c	ϵ_a	d ϵ /dt	t _{ep}	PTT?	X _{PPT_Nb}	X _{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X _{DIN}	X _{RE}	X _{RMD}	X _{RE+RMD}	d _{após tep}	TFM	t
1	200	1187	0,37	0,36	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,000	0,180	SIM	0%	95%	5%	100%	74	63	0,0
2	74	1169	0,41	0,24	0,41	1,0	13,5	-	-	-	0,000	0,180	SIM	20%	27%	73%	100%	50	70	14,0
3	50	1151	0,59	0,24	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,000	0,180	SIM	66%	-	100%	100%	43	85	27,5
4	43	1140	0,46	0,23	0,46	2,0	6,7	-	-	-	0,000	0,180	SIM	36%	-	100%	100%	40	84	36,2
5	40	1131	0,66	0,26	0,66	3,6	5,3	-	-	-	0,000	0,180	SIM	73%	-	100%	100%	37	97	42,9
6	37	1124	0,58	0,26	0,58	4,5	10,0	-	-	-	0,000	0,180	SIM	53%	-	100%	100%	39	99	48,3
7	39	1111	0,62	0,31	0,62	7,3	2,9	-	-	-	0,000	0,180	SIM	45%	-	100%	100%	30	107	58,2
8	30	1108	0,63	0,29	0,63	10,2	2,1	-	-	-	0,000	0,180	SIM	54%	-	100%	100%	28	112	61,1
9	28	1105	0,60	0,31	0,60	16,2	1,6	-	-	-	0,000	0,180	SIM	44%	-	100%	100%	27	119	63,2
10	27	1103	0,51	0,31	0,51	17,1	2,3	-	-	-	0,000	0,180	SIM	25%	28%	72%	100%	29	117	64,8
11	29	1100	0,55	0,35	0,55	28,9	1,5	-	-	-	0,000	0,180	SIM	22%	38%	62%	100%	26	127	67,1
12	26	1098	0,29	0,32	0,29	21,5	4,5	-	-	-	0,000	0,180	-	-	100%	-	100%	33	108	68,7
13	33	1062	0,57	0,47	0,57	44,6	1,3	-	-	-	0,000	0,180	SIM	4%	77%	23%	100%	22	147	73,2
14	22	1060	0,39	0,39	0,39	44,8	9,3	-	-	-	0,000	0,180	-	-	100%	-	100%	26	136	74,5
15	26	988	0,43	0,64	0,43	71,7	0,4	-	-	-	0,000	0,180	-	-	78%	-	78%	16	172	83,8
16	16	987	0,28	0,49	0,37	63,8	5,1	-	-	-	0,000	0,180	-	-	99%	-	99%	19	165	84,3
17	19	951	0,53	0,72	0,53	131,9	0,1	-	-	-	0,000	0,180	-	-	58%	-	58%	10	212	89,3
18	10	951	0,32	0,52	0,54	126,8	27,6	SIM	-	92%	0,000	0,155	SIM	0%	97%	3%	100%	13	212	89,4

Tabela 5.14. Ciclo termomecânico da condição 1P para o aço VNb ($T_{reaq.} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$).

P	d _o	T	ε	ε_c	ε_a	d ε /dt	t _{ep}	PTT?	X _{PPT_Nb}	X _{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X _{DIN}	X _{RE}	X _{RMD}	X _{RE+RMD}	d _{após tep}	TFM	t
1	200	1087	0,37	0,53	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,010	0,110	-	-	96%	-	96%	73	74	0,0
2	73	1069	0,41	0,36	0,42	1,0	13,5	-	-	-	0,010	0,110	SIM	1%	87%	12%	100%	35	82	14,0
3	35	1051	0,59	0,30	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,010	0,110	SIM	36%	23%	77%	100%	17	101	27,5
4	17	1040	0,46	0,22	0,46	2,0	6,7	-	5%	-	0,010	0,110	SIM	32%	16%	84%	100%	15	102	36,2
5	15	1031	0,66	0,24	0,66	3,6	5,3	SIM	24%	-	0,008	0,110	SIM	67%	-	100%	100%	13	119	42,9
6	13	1024	0,58	0,25	0,58	4,5	10,0	SIM	42%	-	0,007	0,110	SIM	49%	-	100%	100%	13	121	48,3
7	13	1011	0,62	0,28	0,62	7,3	2,9	SIM	46%	-	0,006	0,110	SIM	46%	-	100%	100%	11	132	58,2
8	11	1008	0,63	0,28	0,63	10,2	2,1	SIM	50%	-	0,006	0,110	SIM	50%	-	100%	100%	11	139	61,1
9	11	1005	0,60	0,30	0,60	16,2	1,6	SIM	52%	-	0,006	0,110	SIM	40%	-	91%	91%	9	146	63,2
10	9	1003	0,51	0,27	0,57	17,1	2,3	SIM	56%	-	0,006	0,110	SIM	39%	-	94%	94%	9	146	64,8
11	9	1000	0,55	0,31	0,58	28,9	1,5	SIM	59%	-	0,006	0,110	SIM	33%	-	79%	79%	7	157	67,1
12	7	998	0,29	0,26	0,41	21,5	4,5	SIM	64%	-	0,006	0,110	SIM	13%	-	51%	51%	6	143	68,7
13	6	992	0,57	0,27	0,77	44,6	1,3	SIM	70%	-	0,005	0,110	SIM	77%	-	100%	100%	8	170	73,2
14	8	990	0,39	0,33	0,39	44,8	9,3	SIM	81%	-	0,005	0,110	SIM	1%	-	14%	14%	7	156	74,5
15	7	978	0,43	0,35	0,76	71,7	0,4	SIM	83%	-	0,005	0,110	SIM	54%	-	100%	100%	7	188	83,8
16	7	977	0,28	0,35	0,28	63,8	5,1	SIM	87%	-	0,005	0,110	-	-	-	-	-	7	157	84,3
17	7	971	0,53	0,41	0,80	131,9	0,1	SIM	87%	-	0,005	0,110	SIM	45%	-	62%	62%	4	208	89,3
18	4	971	0,32	0,32	0,62	126,8	58,2	-	100%	100%	0,004	0,084	SIM	37%	14%	86%	100%	7	201	89,4

Tabela 5.15. Ciclo termomecânico da condição 1C para o aço VNb ($T_{reaq.} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$).

P	d _o	T	ε	ε_c	ε_a	d ε /dt	t _{ep}	PTT?	X _{PPT_Nb}	X _{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X _{DIN}	X _{RE}	X _{RMD}	X _{RE+RMD}	d _{após tep}	TFM	t
1	200	1087	0,37	0,53	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,010	0,110	-	-	96%	-	96%	73	74	0,0
2	73	1069	0,41	0,36	0,42	1,0	13,5	-	-	-	0,010	0,110	SIM	1%	87%	12%	100%	35	82	14,0
3	35	1051	0,59	0,30	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,010	0,110	SIM	36%	23%	77%	100%	17	101	27,5
4	17	1040	0,46	0,22	0,46	2,0	6,7	-	5%	-	0,010	0,110	SIM	32%	16%	84%	100%	15	102	36,2
5	15	1031	0,66	0,24	0,66	3,6	5,3	SIM	24%	-	0,008	0,110	SIM	67%	-	100%	100%	13	119	42,9
6	13	1024	0,58	0,25	0,58	4,5	10,0	SIM	42%	-	0,007	0,110	SIM	49%	-	100%	100%	13	121	48,3
7	13	1011	0,62	0,28	0,62	7,3	2,9	SIM	46%	-	0,006	0,110	SIM	46%	-	100%	100%	11	132	58,2
8	11	1008	0,63	0,28	0,63	10,2	2,1	SIM	50%	-	0,006	0,110	SIM	50%	-	100%	100%	11	139	61,1
9	11	1005	0,60	0,30	0,60	16,2	1,6	SIM	52%	-	0,006	0,110	SIM	40%	-	91%	91%	9	146	63,2
10	9	1003	0,51	0,27	0,57	17,1	2,3	SIM	56%	-	0,006	0,110	SIM	39%	-	94%	94%	9	146	64,8
11	9	1000	0,55	0,31	0,58	28,9	1,5	SIM	59%	-	0,006	0,110	SIM	33%	-	79%	79%	7	157	67,1
12	7	998	0,29	0,26	0,41	21,5	4,5	SIM	73%	-	0,005	0,110	SIM	13%	-	51%	51%	6	143	68,7
13	6	962	0,57	0,32	0,77	44,6	1,3	SIM	86%	-	0,005	0,110	SIM	62%	-	100%	100%	7	185	73,2
14	7	960	0,39	0,36	0,39	44,8	9,3	-	98%	4%	0,004	0,109	SIM	0%	94%	6%	100%	11	167	74,5
15	11	918	0,43	0,59	0,43	71,7	0,4	SIM	98%	6%	0,004	0,108	-	-	46%	-	46%	8	202	83,8
16	8	917	0,28	0,49	0,51	63,8	5,1	SIM	100%	26%	0,004	0,102	SIM	0%	-	5%	5%	7	206	84,3
17	7	911	0,53	0,55	1,01	131,9	0,1	SIM	100%	27%	0,004	0,102	SIM	40%	-	26%	26%	5	251	89,3
18	5	911	0,32	0,44	1,06	126,8	23,5	-	100%	99%	0,004	0,084	SIM	68%	-	100%	100%	5	241	89,4

Tabela 5.16. Ciclo termomecânico da condição 2P para o aço VNb ($T_{reaq.} = 1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

P	d _o	T	ϵ	ϵ_c	ϵ_a	d ϵ /dt	t _{ep}	PTT?	X _{PPT_Nb}	X _{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X _{DIN}	X _{RE}	X _{RMD}	X _{RE+RMD}	d _{após tep}	TFM	t
1	200	1187	0,37	0,36	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,017	0,110	SIM	0%	98%	2%	100%	74	62	0,0
2	74	1169	0,41	0,25	0,41	1,0	13,5	-	-	-	0,017	0,110	SIM	19%	58%	42%	100%	48	70	14,0
3	48	1151	0,59	0,23	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,017	0,110	SIM	67%	2%	98%	100%	39	85	27,5
4	39	1140	0,46	0,22	0,46	2,0	6,7	-	-	-	0,017	0,110	SIM	40%	31%	69%	100%	34	84	36,2
5	34	1131	0,66	0,24	0,66	3,6	5,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	78%	-	100%	100%	30	96	42,9
6	30	1124	0,58	0,24	0,58	4,5	10,0	-	-	-	0,017	0,110	SIM	61%	11%	89%	100%	31	98	48,3
7	31	1111	0,62	0,28	0,62	7,3	2,9	-	-	-	0,017	0,110	SIM	56%	22%	78%	100%	23	107	58,2
8	23	1108	0,63	0,26	0,63	10,2	2,1	-	-	-	0,017	0,110	SIM	66%	8%	92%	100%	21	112	61,1
9	21	1105	0,60	0,27	0,60	16,2	1,6	-	-	-	0,017	0,110	SIM	57%	22%	78%	100%	20	118	63,2
10	20	1103	0,51	0,27	0,51	17,1	2,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	37%	41%	59%	100%	21	117	64,8
11	21	1100	0,55	0,30	0,55	28,9	1,5	-	-	-	0,017	0,110	SIM	36%	47%	53%	100%	19	126	67,1
12	19	1098	0,29	0,28	0,29	21,5	4,5	-	-	-	0,017	0,110	SIM	0%	99%	1%	100%	26	107	68,7
13	26	1092	0,57	0,38	0,57	44,6	1,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	19%	67%	33%	100%	18	136	73,2
14	18	1090	0,39	0,31	0,39	44,8	9,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	3%	85%	15%	100%	23	127	74,5
15	23	1078	0,43	0,40	0,43	71,7	0,4	-	-	-	0,017	0,110	SIM	0%	95%	5%	100%	18	141	83,8
16	18	1077	0,28	0,36	0,28	63,8	5,1	-	-	-	0,017	0,110	-	-	100%	-	100%	26	127	84,3
17	26	1071	0,53	0,49	0,53	131,9	0,1	-	-	-	0,017	0,110	SIM	0%	90%	4%	94%	15	162	89,3
18	15	1071	0,32	0,37	0,35	126,8	78,2	SIM	87%	97%	0,008	0,084	-	-	100%	-	100%	19	148	89,4

Tabela 5.17. Ciclo termomecânico da condição 2C para o aço VNb ($T_{reaq.} = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$).

P	d _o	T	ε	ε_c	ε_a	d ε /dt	t _{ep}	PTT?	X _{PPT_Nb}	X _{PPT_V}	%Nb _{ss}	%V _{ss}	RD?	X _{DIN}	X _{RE}	X _{RMD}	X _{RE+RMD}	d _{após tep}	TFM	t
1	200	1187	0,37	0,36	0,37	0,7	14,0	-	-	-	0,017	0,110	SIM	0%	98%	2%	100%	74	62	0,0
2	74	1169	0,41	0,25	0,41	1,0	13,5	-	-	-	0,017	0,110	SIM	19%	58%	42%	100%	48	70	14,0
3	48	1151	0,59	0,23	0,59	1,7	8,7	-	-	-	0,017	0,110	SIM	67%	2%	98%	100%	39	85	27,5
4	39	1140	0,46	0,22	0,46	2,0	6,7	-	-	-	0,017	0,110	SIM	40%	31%	69%	100%	34	84	36,2
5	34	1131	0,66	0,24	0,66	3,6	5,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	78%	-	100%	100%	30	96	42,9
6	30	1124	0,58	0,24	0,58	4,5	10,0	-	-	-	0,017	0,110	SIM	61%	11%	89%	100%	31	98	48,3
7	31	1111	0,62	0,28	0,62	7,3	2,9	-	-	-	0,017	0,110	SIM	56%	22%	78%	100%	23	107	58,2
8	23	1108	0,63	0,26	0,63	10,2	2,1	-	-	-	0,017	0,110	SIM	66%	8%	92%	100%	21	112	61,1
9	21	1105	0,60	0,27	0,60	16,2	1,6	-	-	-	0,017	0,110	SIM	57%	22%	78%	100%	20	118	63,2
10	20	1103	0,51	0,27	0,51	17,1	2,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	37%	41%	59%	100%	21	117	64,8
11	21	1100	0,55	0,30	0,55	28,9	1,5	-	-	-	0,017	0,110	SIM	36%	47%	53%	100%	19	126	67,1
12	19	1098	0,29	0,28	0,29	21,5	4,5	-	-	-	0,017	0,110	SIM	0%	99%	1%	100%	26	107	68,7
13	26	1062	0,57	0,43	0,57	44,6	1,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	10%	78%	22%	100%	15	145	73,2
14	15	1060	0,39	0,33	0,39	44,8	9,3	-	-	-	0,017	0,110	SIM	2%	89%	11%	100%	17	135	74,5
15	17	988	0,43	0,52	0,43	71,7	0,4	-	2%	-	0,017	0,110	-	-	71%	-	71%	11	171	83,8
16	11	987	0,28	0,42	0,40	63,8	5,1	SIM	23%	-	0,014	0,110	-	-	86%	-	86%	11	166	84,3
17	11	951	0,53	0,57	0,58	131,9	0,1	SIM	24%	-	0,014	0,110	SIM	0%	-	1%	1%	11	215	89,3
18	11	951	0,32	0,56	0,90	126,8	27,5	-	97%	95%	0,007	0,084	SIM	26%	58%	42%	100%	6	227	89,4

Em função da conservação de volume, as velocidades da barra e as taxas de deformação aumentam passe a passe, porém foram as mesmas nas 4 condições propostas, variando entre $0,7 \text{ s}^{-1}$ no passe 1 e $126,8 \text{ s}^{-1}$ no passe 18. Consequentemente, os tempos entre passes são mais longos nos primeiros passes e mais curto nos últimos passes. Nos 6 primeiros passes o t_{ep} varia entre 14,0 e 5,3 s. Os tempos de transição da barra após o desbaste (6), primeiro intermediário (12), segundo intermediário (14), pré-acabador (16) são mais longos, o que possibilita um maior amaciamento do material nesses intervalos. Os menores t_{ep} acontecem após os passes 15 e 17 com valores de 0,4 e 0,1, respectivamente. O t_{ep} após o último passe de deformação é sempre mais longo, visto que nessa condição considera-se o intervalo entre o instante logo após a aplicação da deformação no passe 18 e o tempo para atingimento da temperatura de início de transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$. A temperatura Ar_3 foi calculada em função da composição química e da taxa de resfriamento, conforme propõe a equação de BLÁS et al. (1989):

$$Ar_3 = 903 - 328[C] - 102[Mn] + 116[Nb] - 0,909v \quad \text{Equação 5.34}$$

Onde v é a taxa de resfriamento em $^{\circ}\text{C/s}$.

A Tabela 5.18 mostra o tamanho de grão austenítico (TGA) previsto para as ligas Base, V e VNb no início da transformação de fases, para as 4 condições de tratamento termomecânico. Para a liga Base, o TGA é maior na condição 2P (54 μm) e menor na condição 1C (25 μm). A liga V apresenta tendência similar, com TGA maior na condição 2P (29 μm) e menor na condição 1C (10 μm). A liga VNb possui TGA maior na condição 2P (19 μm), menor na condição 1C (5 μm). Nas 4 condições, o TGA previsto para a liga Base é consideravelmente superior ao das ligas microligadas e TGA previsto da liga VNb menor que as demais ligas.

Tabela 5.18. Tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo matemático nas 4 propostas de tratamento termomecânico para as 3 ligas.

Liga	Tamanho de grão austenítico (modelo: transf. de fases), μm			
	1P	1C	2P	2C
Base	36	25	54	31
V	17	10	29	13
VNb	7	5	19	6

Em aços baixo e médio teor de carbono, a fração volumétrica de ferrita é normalmente bastante representativa, e o tamanho de grão ferrítico é um importante parâmetro para se fazer previsão de propriedades mecânicas, tais como limite de escoamento e limite de resistência. No modelo proposto no presente estudo, considerou-se o método proposto por SELLARS e BEYNON (SELLARS, et al., 1984) para se estimar o tamanho de grão ferrítico (d_α) a partir da composição química, do TGA calculado pelo modelo e da taxa de resfriamento após a laminação:

$$d_\alpha^o = a + b\dot{T}^{-0,5} + c \left(1 - \exp(-1,5 \times 10^{-2} d_\gamma) \right) \quad \text{Equação 5.35}$$

Onde d_α^o é o tamanho de grão ferrítico na ausência de deformação residual, \dot{T} é a taxa de resfriamento em $^\circ\text{C/s}$ e d_γ é o tamanho de grão austenítico em μm . Os parâmetros a , b e c são constantes que dependem do tipo de aço (CMn ou microligado), sendo seus valores apresentados na Tabela 5.19:

Tabela 5.19. Constantes utilizadas na equação de previsão de tamanho de grão ferrítico em aços CMn e microligado.

Liga/constante	a	b	c
CMn	1,4	5,0	22,0
Microligado (Nb/V/V+Nb)	2,5	3,0	20,0

Uma importante característica da microestrutura que deve ser levada em consideração é a deformação residual ($\varepsilon_{res.}$) que chega para a transformação de fase, haja visto que o acúmulo de deformação aumenta substancialmente a densidade de sítios de nucleação durante a transformação da austenita para a ferrita. Logo, o tamanho de grão ferrítico após a transformação (d_α) pode ser estimado da seguinte maneira (SELLARS, et al., 1984):

$$d_\alpha = d_\alpha^o (1 - 0,45\sqrt{\varepsilon_{res.}}) \quad \text{Equação 5.36}$$

Entretanto, HODGSON e GIBBS (1992) consideram um valor máximo de deformação residual na equação ($\varepsilon_{res.} = 1,6$), pois valores muito elevados de $\varepsilon_{res.}$ apresentam comportamento de saturação, e o aumento da deformação residual acima desse limite não contribui mais para o refinamento da microestrutural final ferrítica.

A Tabela 5.20 mostra o tamanho de grão ferrítico (TGF) previsto para as 3 ligas estudadas nas 4 propostas de tratamento termomecânico. Visto que praticamente não houve deformação residual nas condições de processo consideradas para as 3 ligas, o TGF segue a mesma tendência de refinamento do TGA. O modelo prevê uma microestrutura mais grosseira para a liga Base, e mais refinada para as ligas microligadas, sendo que o TGF da liga VNb é em média 25 % menor que a liga V.

Tabela 5.20. Tamanho de grão ferrítico previsto pelo modelo matemático nas 4 condições de tratamento termomecânico para as 3 ligas.

Liga	Tamanho de grão ferrítico, μm			
	1P	1C	2P	2C
Base	13	10	16	11
V	8	6	11	7
VNb	6	5	9	5

6 Discussão

Nas seções desse capítulo estão apresentadas discussões sobre os resultados obtidos nos ensaio de torção a quente, na dilatométrica e com o modelo matemático. As tensões de fluxo médias para cada passe foram medidas e calculadas para cada liga estudada. O método para cálculo da força de laminação em longos em função da composição química do material e dos parâmetros físicos e termomecânicos do processo foi descrito em detalhes. Na discussão dos resultados de dilatométrica foi discutida a influência do tamanho de grão e da adição de microligantes nas curvas TRC. O modelo matemático foi estudado através da evolução do tamanho de grão e das cinéticas de precipitação e recristalização. A solubilização e a precipitação foram investigadas por termodinâmica computacional e microscopia de transmissão. Foram realizadas diferentes abordagens para previsão de propriedades mecânicas. Foram realizadas corridas industriais para diferentes aplicações, e os resultados foram comparados com o previsto e com as especificações. Uma nova abordagem de otimização de processo e de liga foi sugerida através de programação não linear.

6.1 Resistência a quente

6.1.1 Tensão de fluxo média

Valores de TFM podem ser usados na inferência de vários eventos metalúrgicos que podem ocorrer durante laminação a quente. Esses podem ser, dentre outros, os eventos de recristalização estática, dinâmica ou metadinâmica. A TFM pode ser obtida de

- Medições realizadas em curvas tensão-deformação obtidas em ensaios de torção;
- Estimativas realizadas a partir de valores de forças de laminação de cadeiras industriais, ou ainda;
- Usando equações que levam em consideração a composição química da liga e os parâmetros de laminação.

Neste capítulo, valores de TFM foram medidos primeiro de curvas tensão-deformação obtidas de ensaios de torção que simulavam as condições de laminação industrial. Em

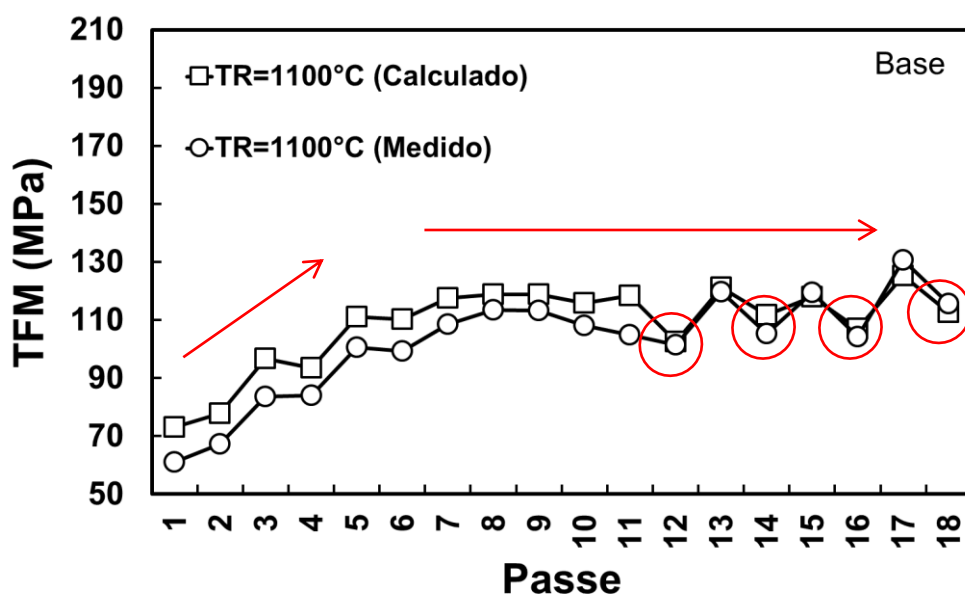
seguida, os valores de TFM foram calculados usando método proposto por MISAKA (1967) e modificado por MINAMI (1996), conforme Equações 5.31, 5.32 e 5.33 apresentadas na seção de resultados do modelo matemático. Foram plotados vários gráficos da TFM vs Passe de Deformação considerando este método e serão apresentadas a seguir.

Figura 6.1 mostra as TFM para a liga Base nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1100 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 1P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 1C). Os valores calculados pelo modelo seguem em geral a mesma tendência dos valores medidos. A TFM sobe gradativamente até a cadeira 7 e se mantém estável até o passe 11. Há uma queda repentina da tensão no passe 12, que está relacionada principalmente à baixa deformação aplicada. A mesma tendência é observada nos passes seguintes cuja configuração é de entrada da barra com seção oval e saída com perfil redondo, ou seja, os passes pares. Esse tipo de passe é caracterizado por apresentar deformação menor que em passes redondo-oval. No caso do ciclo com resfriamento acelerado, nota-se uma tendência de aumento da TFM a partir do passe 13, o que pode ter ocorrido simplesmente pelo aumento da taxa de deformação nesses passes.

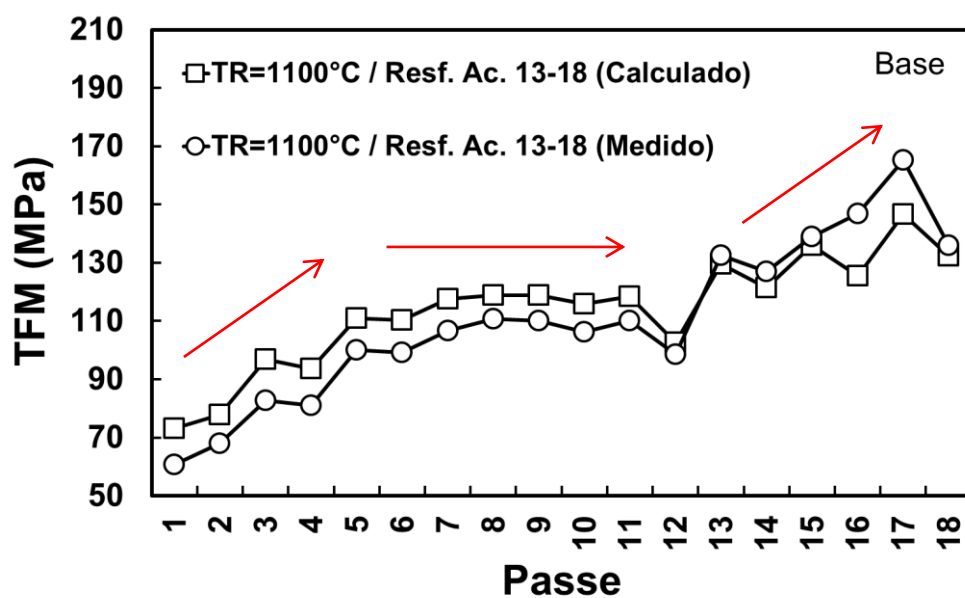
Figura 6.2 mostra TFMs para condições de reaquecimento à 1200°C da liga Base (condições 2P e 2C). Observa-se a mesma tendência relatada no caso do reaquecimento à 1100°C, porém a um nível de tensão mais baixo, na maioria dos passes entre 10 e 20 MPa. Nas 4 condições propostas para essa liga espera-se que ocorra amaciamento completo por recristalização em todos os passes.

Figuras 6.3 e 6.4 mostram as TFM da liga V para as condições 1P, 1C, 2P e 2C. TFMs calculadas e medidas ficaram bem próximas, com diferenças absolutas inferiores às da liga Base. Assim como na liga base, a queda de tensão na cadeira 12 é bastante evidente. Nota-se na condição 2C que acontece um aumento mais íngreme de TFM nos últimos passes de deformação, com um claro descolamento da curva calculada em relação à curva medida. Além disso, houve uma inversão atípica no comportamento da

TFM do último passe, que diminuiu em relação ao passe anterior em todas as demais condições, mas subiu e teve uma tendência contrária na condição 2C da liga V. Destaca-se que no último passe da condição 2C o valor de TFM é o mesmo que o obtido no último passe na condição 1C, mesmo a temperatura sendo 43 °C superior, 948 e 905 °C respectivamente. Embora o modelo prediga início de formação de VN somente 3 s após a última deformação, esse aumento na tensão e fluxo provavelmente é consequência do início da precipitação induzida por deformação. A Figura 6.5 mostra uma ampliação da microestrutura austenítica da amostra temperada após a condição 2C, onde é possível observar alguns grãos com formato ligeiramente alongados e com contornos serrilhados, que pode ser em decorrência da nucleação de partículas de VN.

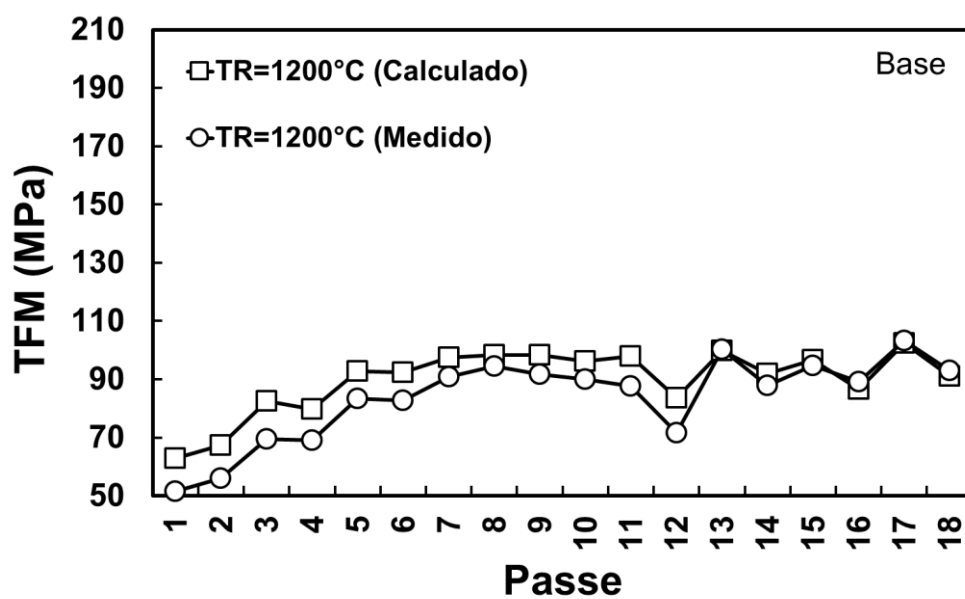


a)

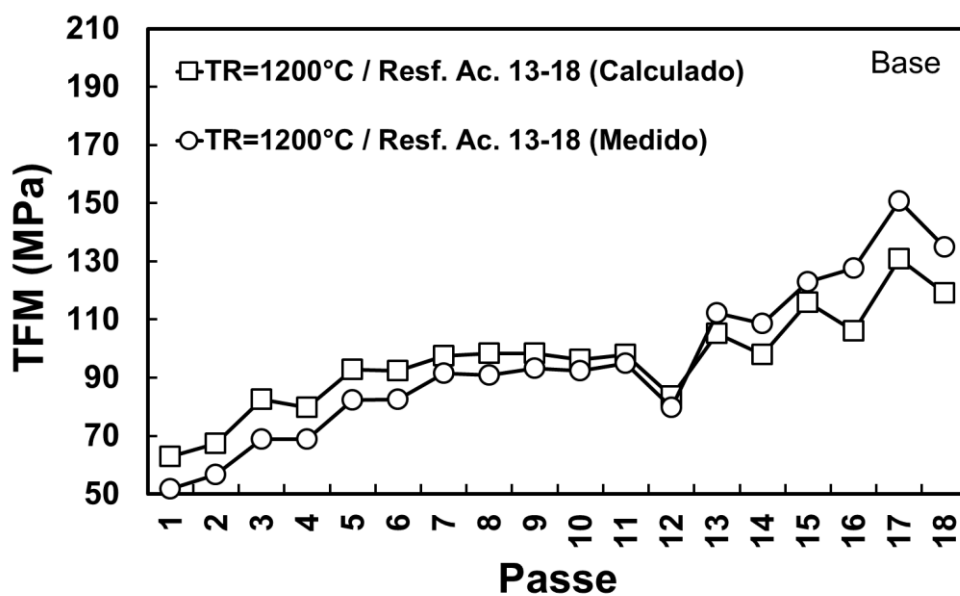


b)

Figura 6.1. Tensão de fluxo média para a liga Base nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1100 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 1P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 1C).

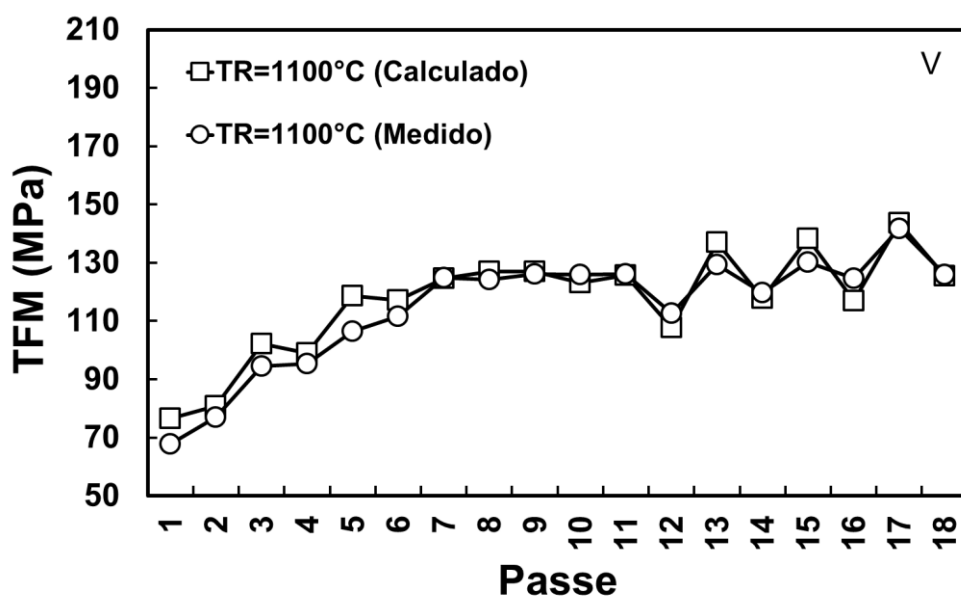


a)

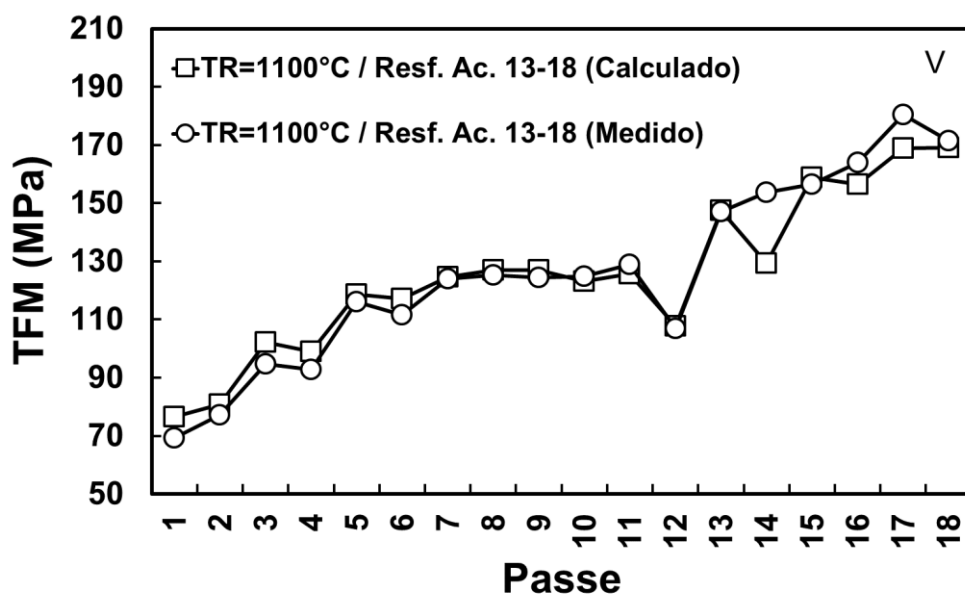


b)

Figura 6.2. Tensão de fluxo média para a liga Base nas condições de laminação com temperatura de reaquescimento de 1200 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 2P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 2C).

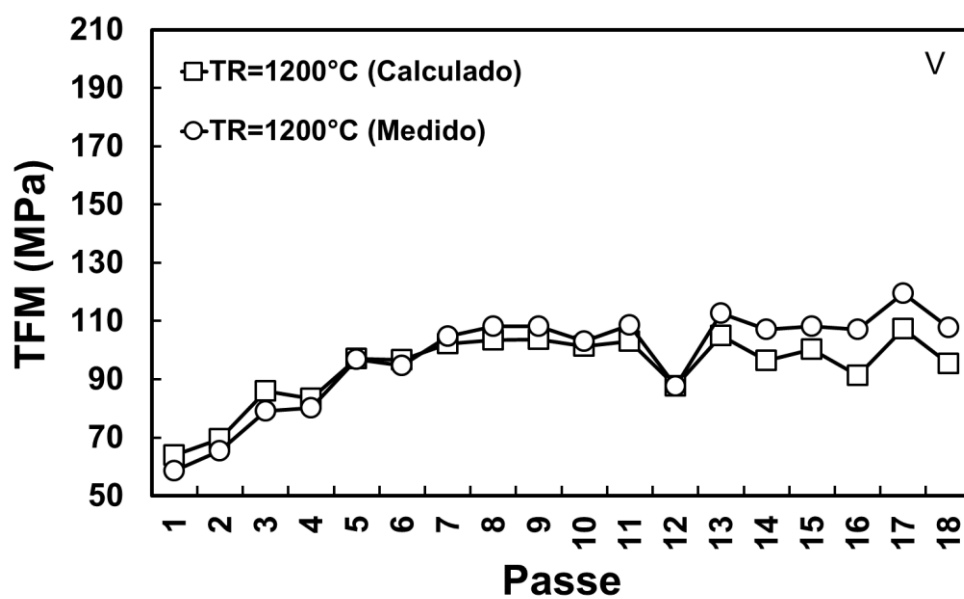


a)

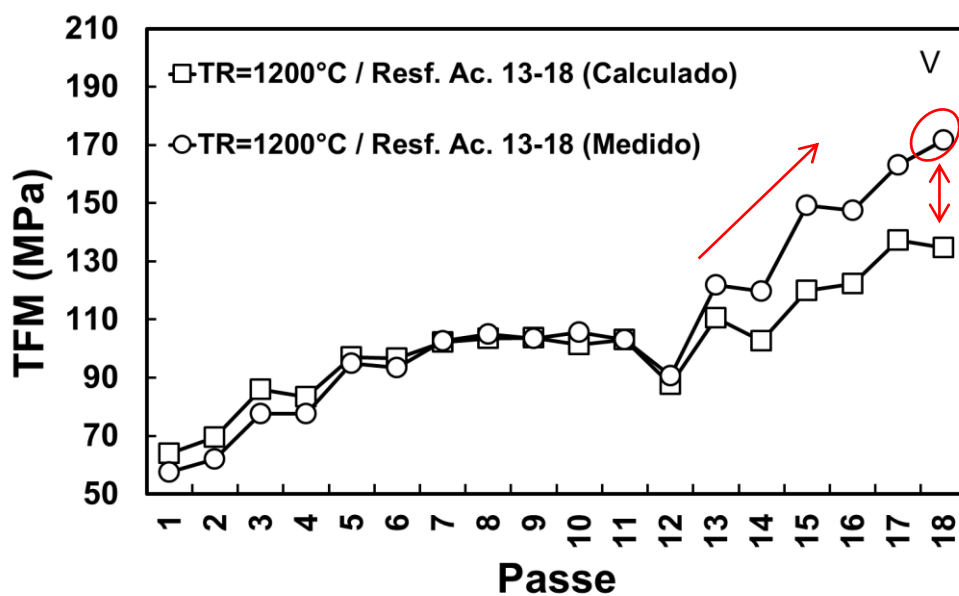


b)

Figura 6.3. Tensão de fluxo média para a liga V nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1100 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 1P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 1C).



a)



b)

Figura 6.4. Tensão de fluxo média para a liga V nas condições de laminação com temperatura de reaquescimento de 1200 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 2P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 2C).

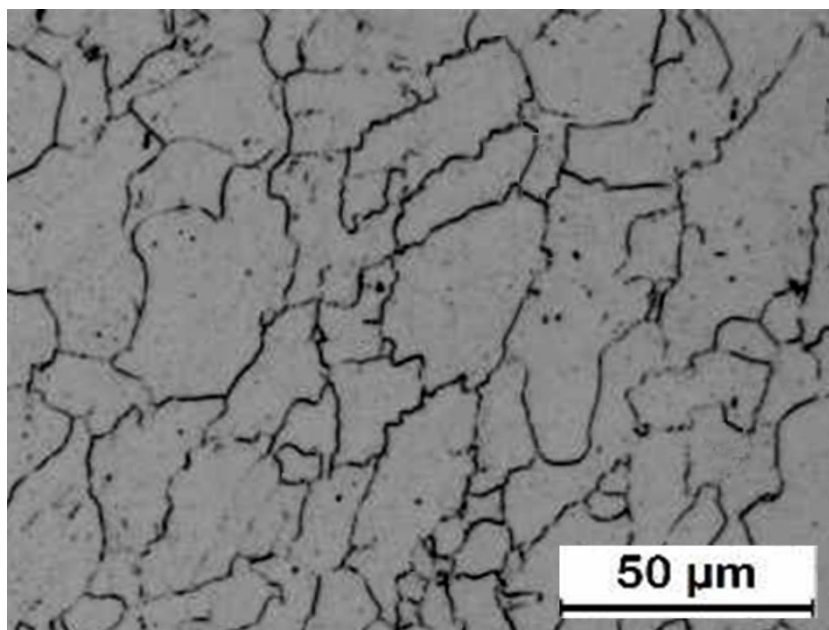


Figura 6.5. Ampliação da microestrutura austenítica anterior da amostra da .

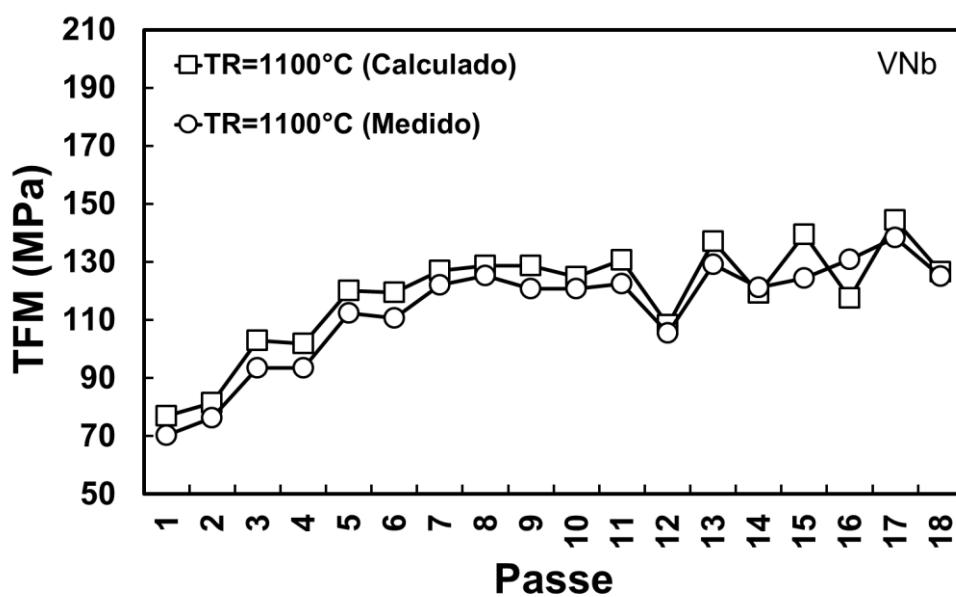
A condição 1C, embora apresente temperaturas de laminação até inferiores à da condição 2C, não apresentou indícios de precipitação induzida por deformação, o que pode ser justificado pelo fato da temperatura de reaquecimento nessa condição (1100 °C) ser inferior à temperatura calculada para solubilização completa dos precipitados VN (1145 °C).

A maior diferença na TFM calculada e medida nos últimos passes das condições 1C e 2C da liga V indica a necessidade de estudos mais aprofundados na influência dos elementos V e N nas curvas de fluxo a quente, tanto pelo efeito de arraste de soluto quanto pelo efeito de precipitação na austenita. Como o número de experimentos realizados nesse trabalho assim como a quantidade de ligas são limitados, não foi possível propor fatores de ajuste à equação de TFM que tenham a abrangência necessária para previsões futuras.

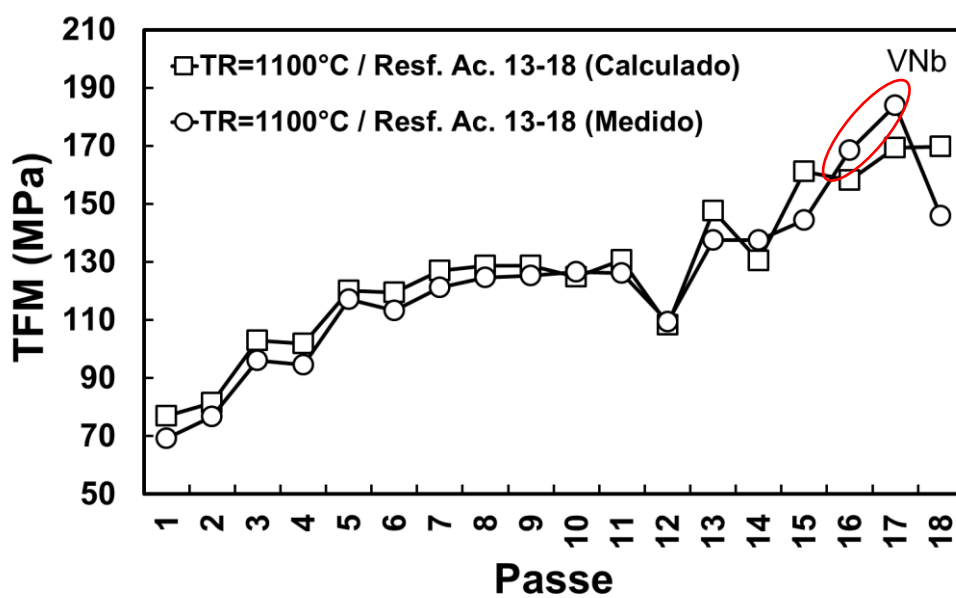
As Figuras 6.6 e 6.7 mostram as TFM da liga VNb para as condições 1P, 1C, 2P e 2C. TFM calculados e medidos nos passes iniciais apresentam valores bem semelhantes, como visto no caso da liga V. Assim como nas outras ligas, a queda de tensão ocorreu no passe 12. Percebe-se nas condições 1C e 2C um aumento acentuado da TFM nos últimos passes, mas ao contrário da liga V os valores calculados ficaram razoavelmente

próximos. No caso da liga VNb a equação de previsão de TFM leva em consideração o teor de Nb, o que justifica os valores previstos mais próximos dos valores medidos. Contudo, a equação utilizada não prevê o efeito da precipitação no aumento da TFM, o que também pode ser abordado em eventuais trabalhos futuros. Destaca-se, na condição 1C o aumento repentino da TFM nos passes 16 e 17, que de acordo com o comportamento das curvas de fluxo ocorreram em função de um acúmulo de deformação. Os cálculos do modelo matemático indicam a possibilidade de precipitação de Nb(C,N) no ciclo termomecânicos dessa condição, mais precisamente a partir do passe 4 e finalizando após o passe 16. Entretanto, visto que a temperatura de solubilização dessa condição (1100 °C) foi inferior à temperatura de solubilização do Nb (1150 °C), é possível que a precipitação tenha ocorrido posteriormente e com uma abrangência limitada em virtude da quantidade restrita de Nb disponível para precipitação. Isso é reforçado pela queda de TFM no passe 18 dessa condição, que possivelmente ocorreu em função da perda do efeito de ancoragem das partículas de Nb(C,N) causada pelo fim da precipitação. Outra hipótese seria a não precipitação de Nb(C,N) nessa condição, visto que a temperatura não foi suficiente para solubilizar o Nb da liga, e o acúmulo de deformação após os passes 15 e 16 seria em função do início da precipitação de VN, que é prevista pelo modelo a partir do passe 15. Na condição 2C a precipitação induzida por deformação é prevista a partir do passe 16. A precipitação nessa condição foi evidenciada pelo aumento da TFM nos últimos 3 passes de deformação, e pela ausência de amaciamento observada após os passes 15, 16 e 17.

A Figura 6.8 mostra uma ampliação da microestrutura austenítica da amostra temperada após a condição 2C, onde é possível observar os grãos ligeiramente alongados e com contornos serrilhados, possivelmente em função da precipitação de Nb(C,N) induzida por deformação.

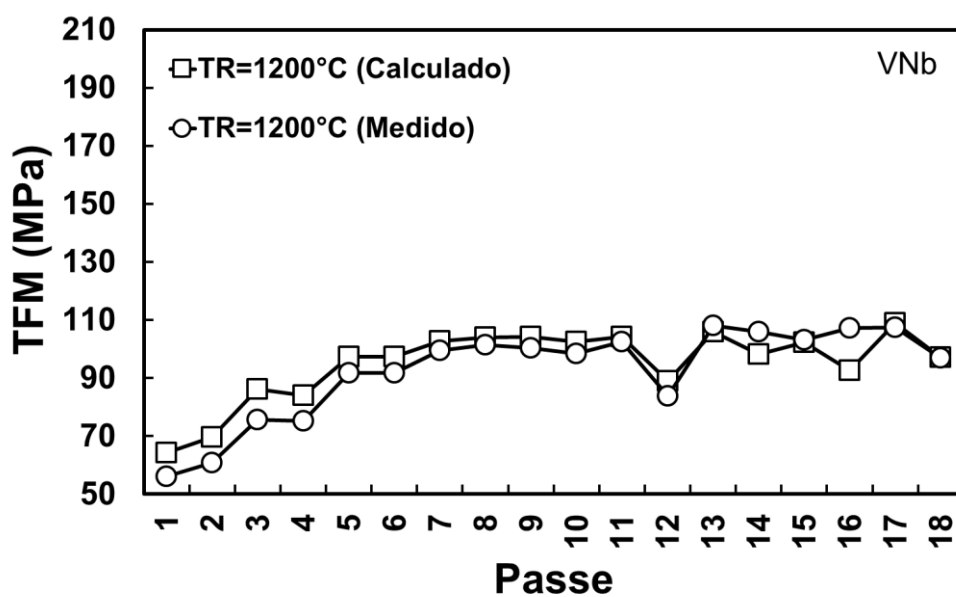


a)

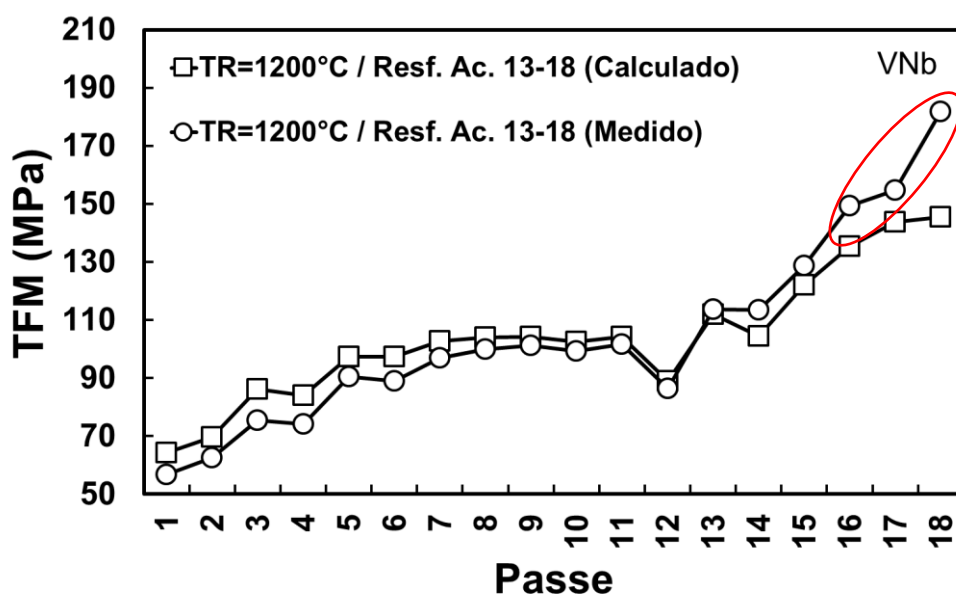


b)

Figura 6.6. Tensão de fluxo média para a liga VNb nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1100 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 1P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 1C).



a)



b)

Figura 6.7. Tensão de fluxo média para a liga VNb nas condições de laminação com temperatura de reaquecimento de 1200 °C a) sem resfriamento acelerado durante a laminação (condição 2P) e b) com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (condição 2C).

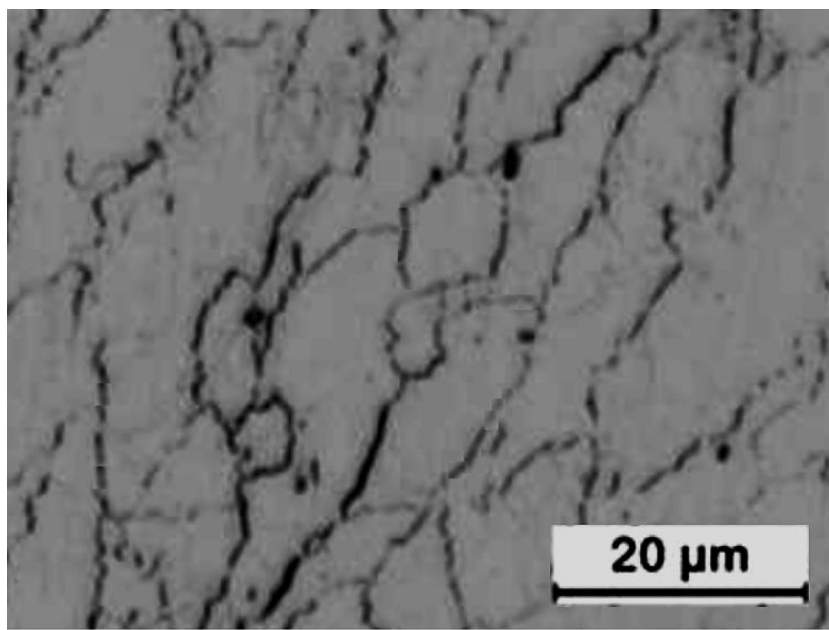


Figura 6.8. Ampliação da microestrutura austenítica anterior da amostra da liga VNb temperada após a condição 2C, com presença de grãos alongados e contornos serrilhados, indicando a ocorrência de precipitação de Nb e/ou V.

6.1.2 Força, torque e potência de laminação

Uma vez calculados os valores de TFM e os mesmos apresentando proximidade razoável com os resultados de tensão de fluxo dos ensaios de torção, as forças de laminação puderam ser previstas para as diferentes condições de processamento. Para o cálculo, foram utilizadas as aproximações e soluções analíticas apresentadas nos diversos trabalhos publicado por LEE et al. [(LEE, 1999), (LEE, et al., 2001), (LEE, et al., 2002), (BAYOUMI, et al., 2004)]. As equações utilizadas para estimar as forças de laminação em cada passe estão apresentadas na Tabela 6.1. A força de laminação (F_{rod}), calculada a partir da equação 6.1, é função da deformação equivalente na largura da peça (ϵ_w), da área de contato projetada (A_r), do coeficiente de atrito (μ), do arco de contato entre a peça e o cilindro (L), da altura média efetiva da peça (h_m), e obviamente da tensão de fluxo média (TFM).

A seção transversal curva da peça laminada foi transformada uma seção retilínea de área transversal equivalente através do método de aproximação de retângulos equivalentes (LEE, 1999). Como mostra a equação 6.2, a deformação equivalente na largura da peça foi então calculada em função das larguras de entrada (W_i) e de saída (W_p).

O cálculo da área de contato projetada em produtos longos ovais/redondos não é trivial. Nesse trabalho, A_r foi calculada através de uma abordagem semi-analítica simplificada, que leva em consideração a abscissa do ponto de descolamento da peça laminada e o fundo do canal (C_x) e a distância máxima da área de contato projetada na direção de laminação (L_{max}), variáveis que podem ser calculadas em função da geometria do cilindro e das geometrias equivalentes da peça laminada. A Figura 6.9 ilustra o formato da área superficial de uma barra em contato com o canal do cilindro de laminação após uma para emergencial de um laminador a quente de fio-máquina (LEE, et al., 2001). A linha branca sobre a superfície da barra destaca a região que se encontrava em contato, sendo essa área de contato projetada considerada para os cálculos de força de laminação. As designações geométricas de C_x e L_{max} estão indicadas na figura.

Tabela 6.1. Equações utilizadas no cálculo de força de laminação.

Evento	Fórmula	Referência	Equação
Força de laminação (N)	$F_{rod} = (1 - \varepsilon_1) A_r \frac{2}{\sqrt{3}} TFM \exp[\mu L / 2h_m]$	(LEE, et al., 2001) (LEE, et al., 2002)	Equação 6.1
Deformação equivalente na largura da peça	$\varepsilon_w = \ln(W_i / W_p)$	LEE et al. (1999)	Equação 6.2
Coefficiente de atrito	$\mu = f(1,05 - 0,0005T[^\circ C])$	(EKELUND, 1933) (CODA, 2017)	Equação 6.3
Arco de contato entre a peça e o cilindro (mm)	$L = \sqrt{R_{eff}(H_i - H_p)}$	LEE et al. (1999)	Equação 6.4
Raio efetivo do cilindro (mm)	$R_{eff} = \frac{D_{max}}{2} - \left(\frac{H_p - \text{Gap do cilindro}}{2} \right)$	LEE et al. (1999)	Equação 6.5
Área de contato projetada (mm ²)	$A_r = \frac{3}{2} L_{max} C_x$	(LEE, et al., 2001)	Equação 6.6
Abscissa do ponto de descolamento da peça laminada e o fundo do canal (mm)	$C_x \sim w_p / 2$	(LEE, et al., 2001)	Equação 6.7
Distância máxima da área de contato projetada na direção de laminação (mm)	$L_{max} = \sqrt{R_i(H_i - H_p)}$	(BAYOUMI, et al., 2004)	Equação 6.8
Raio interno do cilindro (mm)	$R_i = R_{max} - \frac{H_p}{2}$	(BAYOUMI, et al., 2004)	Equação 6.9
Altura média efetiva da peça (mm)	$h_m = [(H_i + H_p) / 2]$	(LEE, et al., 2001) (LEE, et al., 2002)	Equação 6.10

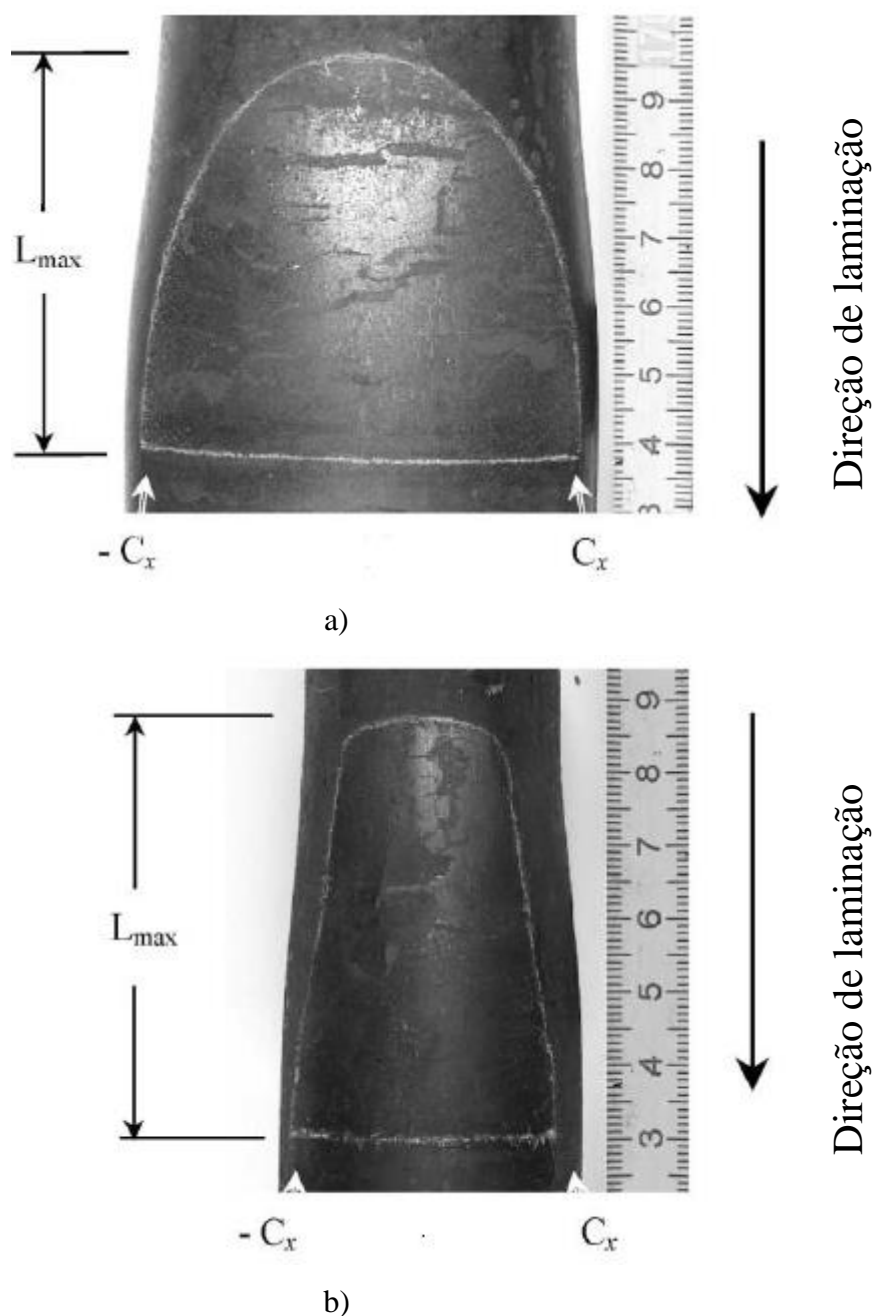


Figura 6.9. Formato da área projetada de uma barra retirada após parada emergencial do laminador a quente de fio-máquina: a) passe redondo-oval e b) passe oval-redondo (LEE, et al., 2001).

A determinação do coeficiente de atrito é bem complexa no processamento de metais, uma vez que depende da força de laminação, da temperatura, da velocidade de deformação, das propriedades de escoamento do material e das condições de lubrificação na interface da peça com o cilindro. Entretanto, o valor do coeficiente de

atrito possui pouco impacto no valor global da força de laminação. Os valores de μ foram calculados utilizando a Equação 6.3 da Tabela 6.1, também conhecida como equação de atrito de Ekelund (EKELUND, 1933), onde o fator f na equação é igual a 1,0 para cilindro de aço, 0,9 para cilindros de ferro fundido nodular e 0,8 para cilindro de ferro fundido cinzento e para discos de metal duro (CODA, 2017). Nas condições aqui propostas, μ variou entre 0,37 e 0,46, da mesma ordem de grandeza obtida em estudos similares na literatura [(LEE, et al., 2001), (LEE, et al., 2002)].

A força de laminação é um fator importante na laminação, pois a partir dela é possível calcular o torque total de laminação (Mt) e a potência total de laminação (Nt). O torque total de laminação é composto de:

- Torque de deformação (Mw): necessário para deformar o material;
- Torque de atrito (Ma): necessário para vencer o atrito entre os mancais e munhões dos cilindros;
- Torque em vazio (Mv): existente quando o laminador está funcionando em vazio;
- Torque dinâmico (Md): necessário para acelerar ou desacelerar os cilindros de laminação.

A equação global que descreve o torque total de laminação é a seguinte (OLIVEIRA, 2010):

$$Mt = Mw + Ma + Mv + Md \quad \text{Equação 6.11}$$

Onde:

- $Mw = 2 \times F_{rod} \times 0,455 \times L$
- $Ma = \mu M \times Dp \times F_{rod}$
- $\mu M = 0,005$ (coef. de atrito nos mancais de rolamento)
- $Dp = \text{Diâmetro do pescoço dos cilindros}$
- $Mv = 0$ (irrelevante quando comparado aos demais torques)
- $Md = 0$ (pouca variação de velocidade durante a laminação)

A potência total de laminação é calculada em função de Mt , da rotação dos cilindros em RPM (N) e do rendimento da transmissão mecânica (Rt):

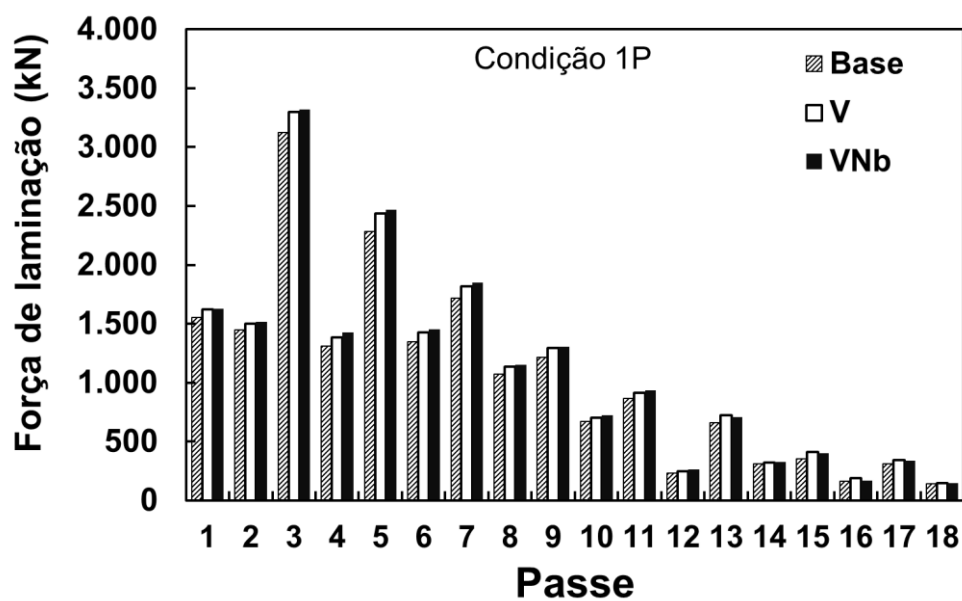
$$Nt = \frac{Mt \times N}{9550 \times Rt} \quad \text{Equação 6.12}$$

Onde Rt é igual a 0,945.

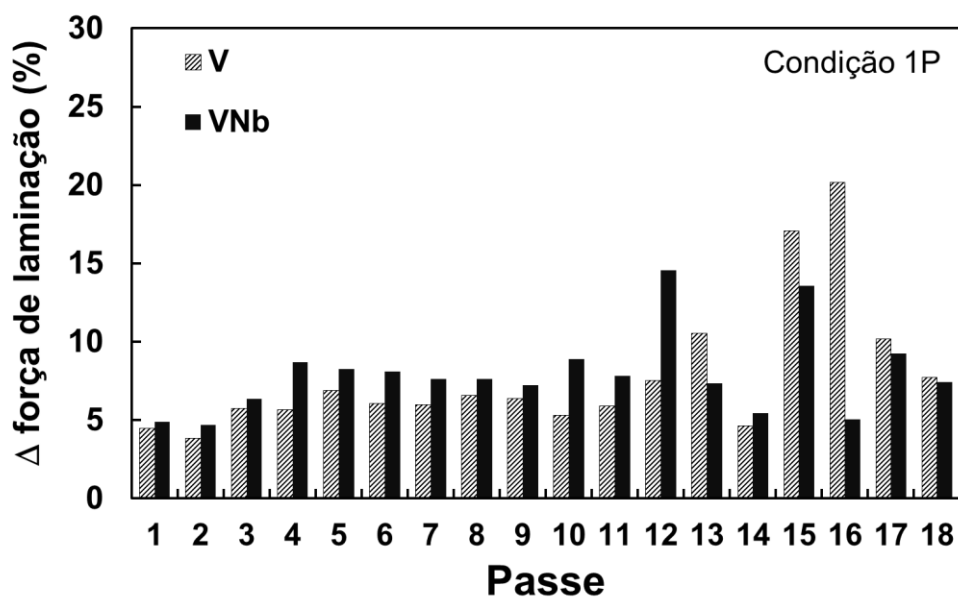
As Figuras 6.10 a 6.13 mostram as forças de laminação calculadas para as ligas Base, V e VNb, para as condições termomecânicas 1P, 1C, 2P e 2C. Os valores de TFM foram obtidos considerando os valores industriais de taxa de deformação e tempo entre passes, e não os parâmetros simplificados utilizados nos testes de torção.

A Figura 6.10a mostra a evolução da F_{rod} na condição 1P para os 18 passes de deformação. De maneira geral, a força de laminação diminui com o avanço da laminação. Observa-se, entretanto, que em alguns passes ocorre um acréscimo repentino da força, independentemente da liga. Esse comportamento é observado nos passes ímpares, que apresentam configuração redondo-oval, com exceção do passe 3 que é um passe caixa-oval. Esses passes devem ser observados de forma mais criteriosa, principalmente em situações de mudança de material ou de temperatura. Pode-se perceber que a força de laminação tende a ser sempre superior para a liga V, e principalmente para a liga VNb. A Figura 6.10b mostra a variação percentual da força das ligas V e VNb em relação à liga Base. Para as duas ligas microligadas a F_{rod} é em média 8 % superior. Os aumentos percentuais mais relevantes de F_{rod} da liga V na condição 1P ocorreram nos passes 15 e 16, e para a liga VNb nos passes 12 e 15. Nas demais condições (Figuras 6.11 a 6.13), a força de laminação seguiu o mesmo comportamento observado na condição 1P. Em termos de aumento percentual de F_{rod} para os aços microligados, a condição 2P foi onde o impacto foi menor, cuja variação não excedeu 10 % em relação à liga Base. Contudo, o resfriamento acelerado nas condições 1C e 2C podem levar a aumentos percentuais consideráveis de F_{rod} . Na condição 1C, por exemplo, os cálculos indicam aumento de 23 % em F_{rod} no passe 16 para a liga VNb, e na condição 2C é previsto um aumento de 26 % na força de

laminação nesse mesmo passe da liga VNb, sendo esse um ponto de atenção durante a conformação a quente desse material.

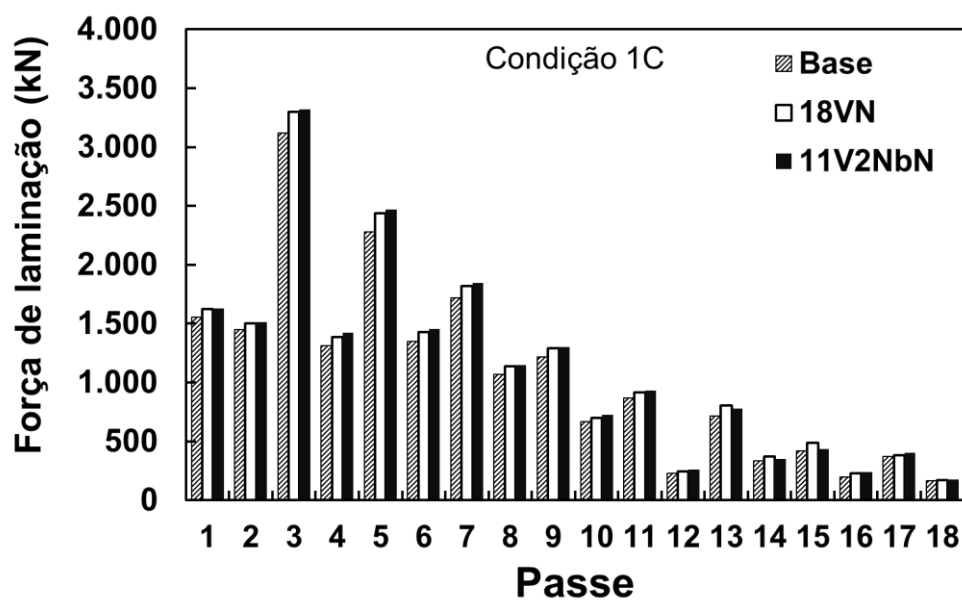


a)

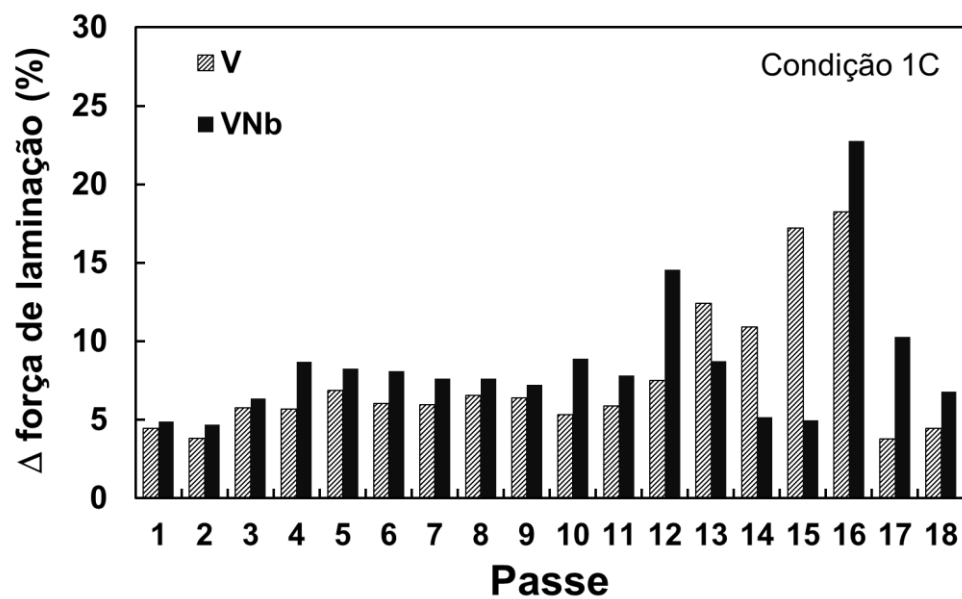


b)

Figura 6.10. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb nas condições 1P e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 1P.

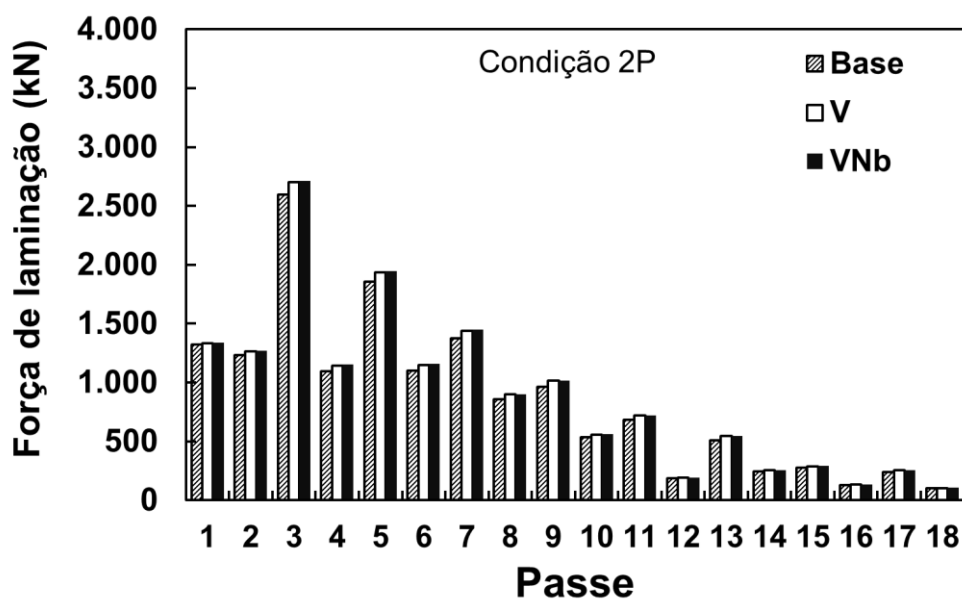


a)

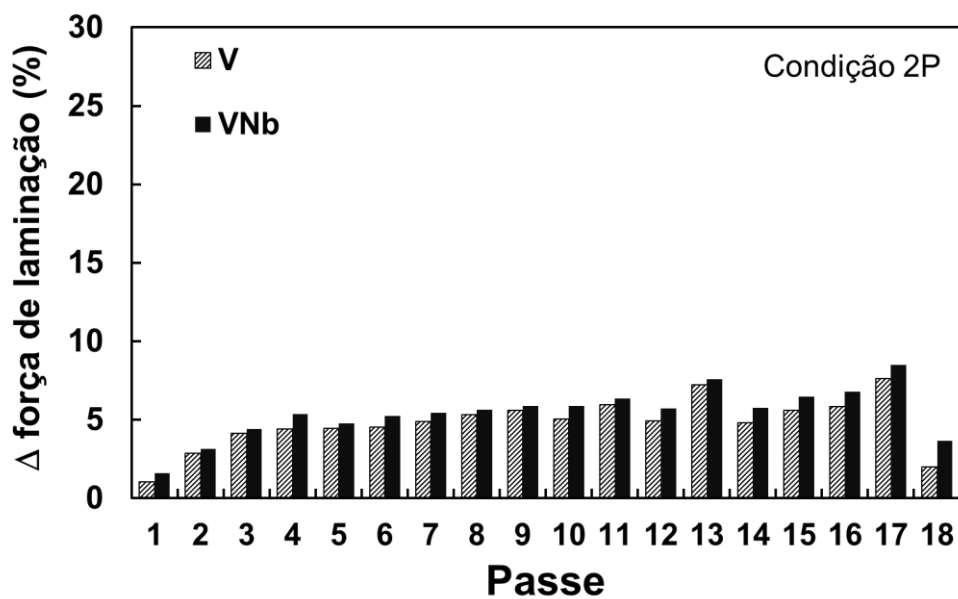


b)

Figura 6.11. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb nas condições 1C e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 1C.

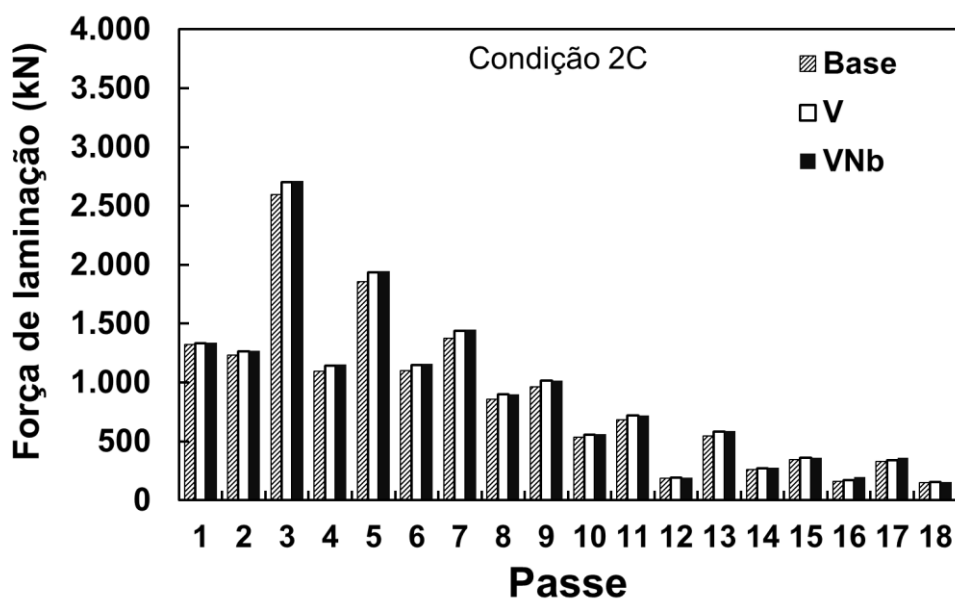


a)

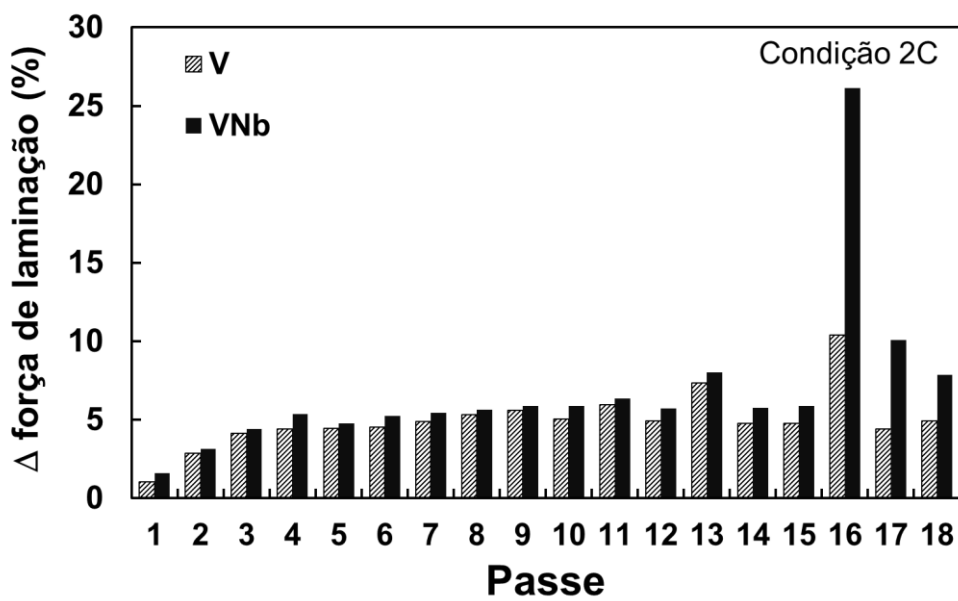


b)

Figura 6.12. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb na condições 2P e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 2P.



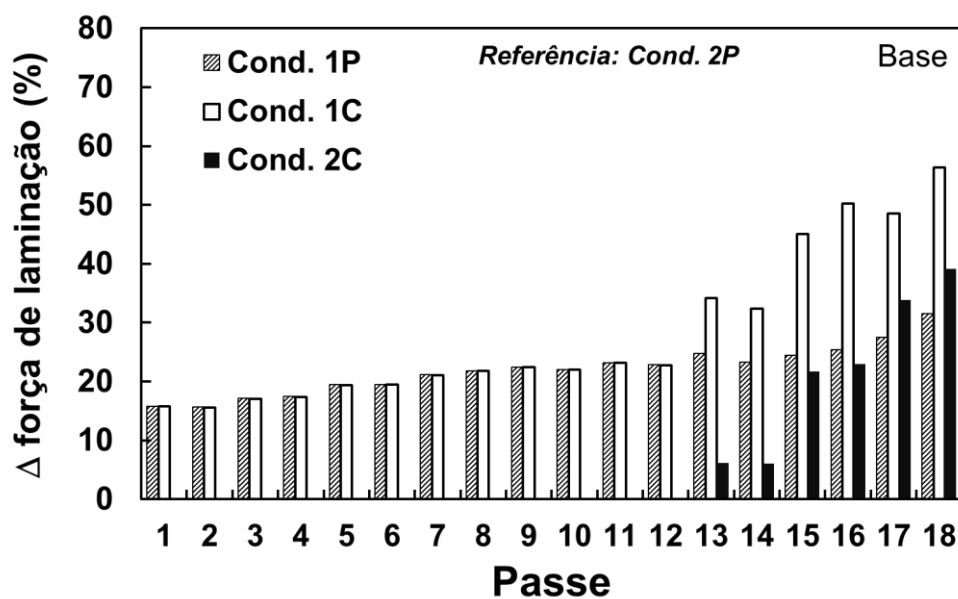
a)



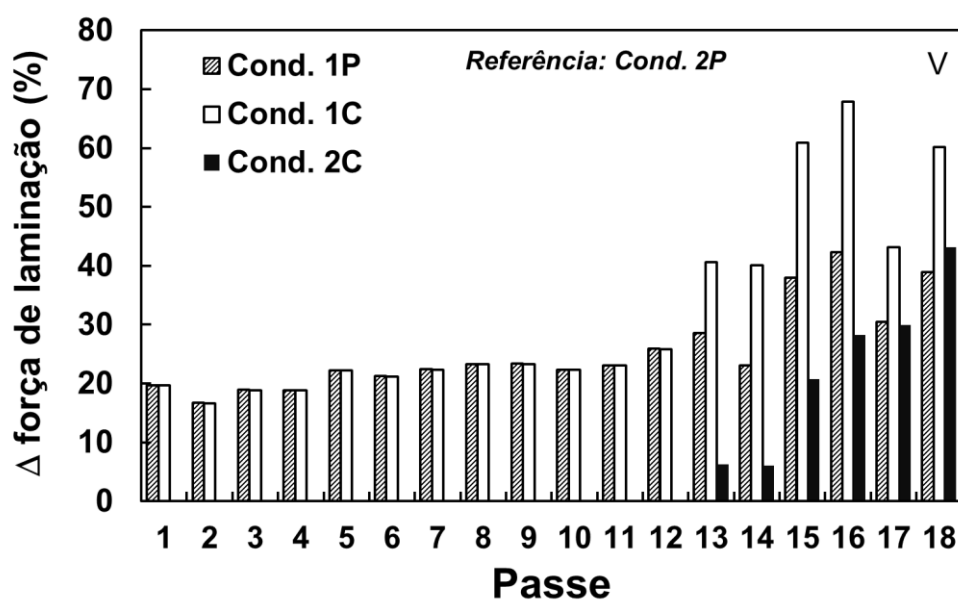
b)

Figura 6.13. a) Força de laminação por passe das ligas Base, V e VNb na condições 2C e b) aumento da força de laminação nas ligas V e VNb em relação à liga base na condição 2C.

As Figuras 6.14 e 6.15 apresentam os aumentos percentuais de força de laminação nas condições 1P, 1C e 2C em relação à condição 2P que é a de menor força, para as 3 liga. Até o passe 12 as forças de laminação da condição 2C são as mesmas da condição 2P, já que as condições de processamento também são as mesmas. Do passe 13 ao 18 há um aumento gradativo de F_{rod} da condição 2C devido à redução de temperatura. Nessa condição para as ligas Base, V e VNb o aumento percentual de F_{rod} na cadeira 18 foi de 39, 43 e 45 %, respectivamente. Os aumentos mais pronunciados ocorreram na condição 1C, principalmente nos últimos 4 passes, o que é de certa forma esperado em função das temperaturas de laminação mais baixas. Dos passes 15 a 18, o aumento percentual médio de F_{rod} na condição 1C em relação à condição 2P foi de respectivamente 50, 58 e 57 % para as ligas Base, V e VNb.

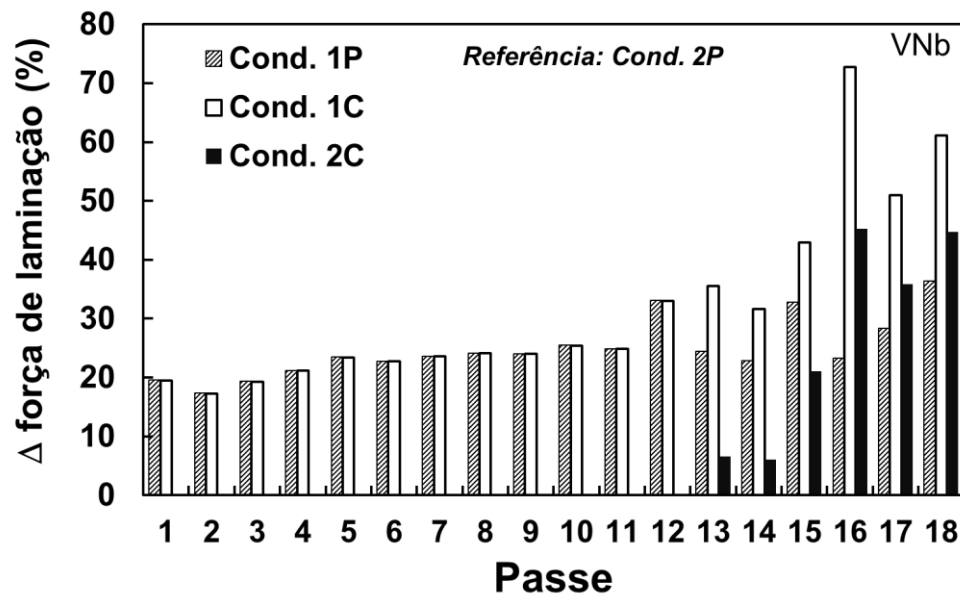


a)



b)

Figura 6.14. Aumento da força de laminação nas condições 1P, 1C e 2C em relação à condição 2P (referência) para as ligas a) Base e b) V.

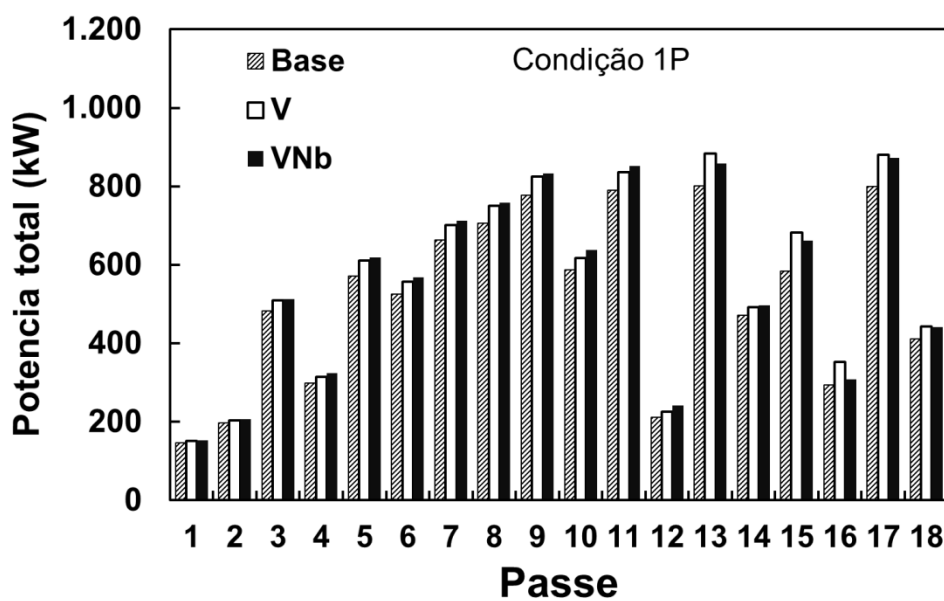


c)

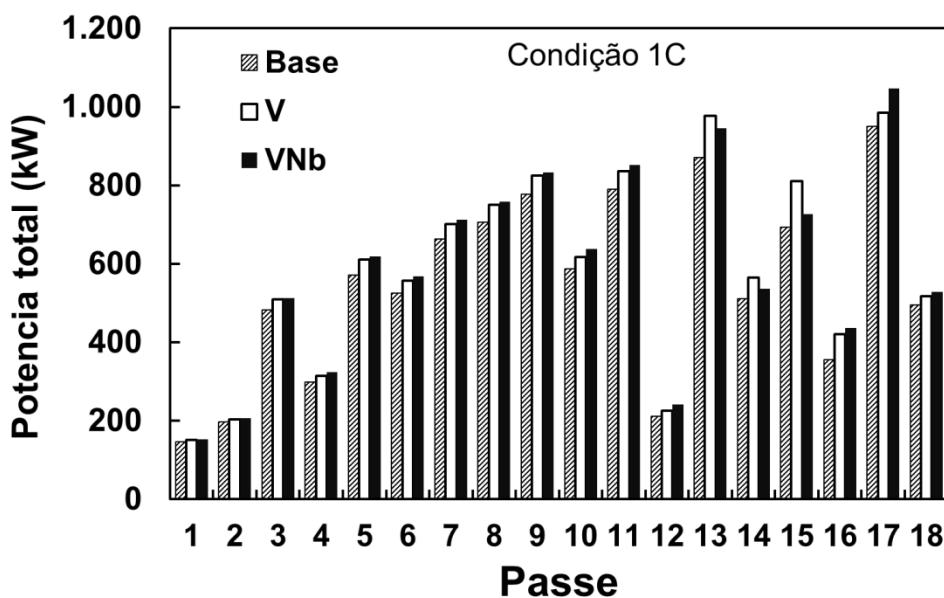
Figura 6.15. Aumento da força de laminação nas condições 1P, 1C e 2C em relação à condição 2P (referência) para a liga VNb.

Os valores de torque total de laminação são diretamente proporcionais à força de laminação, e dessa forma seguem a mesma tendência mostradas nas Figuras 6.10 a 6.13.

A potência total de laminação é proporcional à força de laminação e à rotação dos cilindros. As Figuras 6.16 e 6.17 mostram os valores de Nt para as condições 1P, 1C, 2P e 2C. Nas quatro condições analisadas a potência sobe gradativamente do passe 1 ao 11. Dos passes 12 a 18 os valores de potência se alternam, porém sendo sempre superiores nas cadeiras 13 e 17. Os valores de potência total de laminação são particularmente importantes para identificar algum tipo de sobrecarga em determinada cadeira, assim como na avaliação de viabilidade técnica do equipamento em produzir determinados tipos de ligas ou novos ciclos termomecânicos.

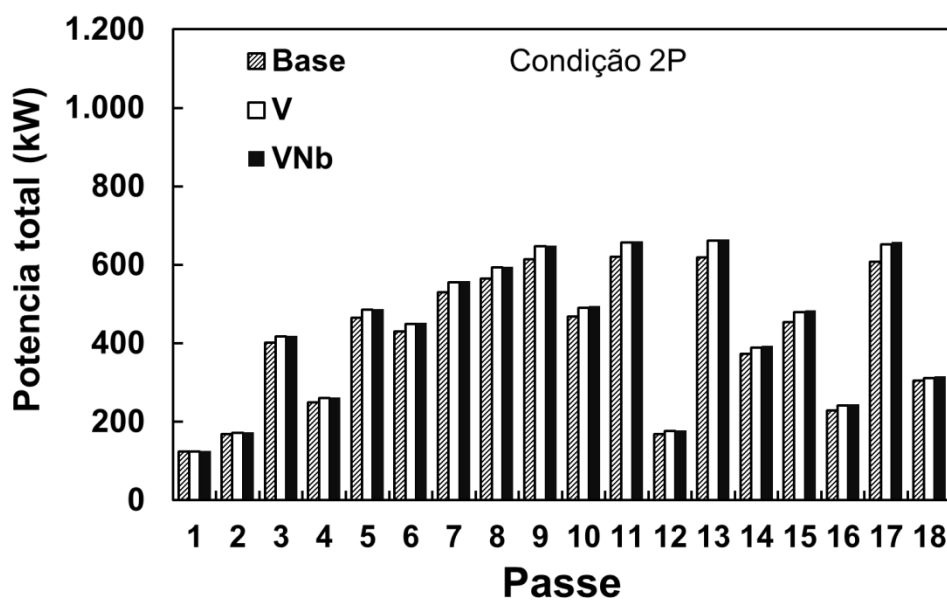


a)

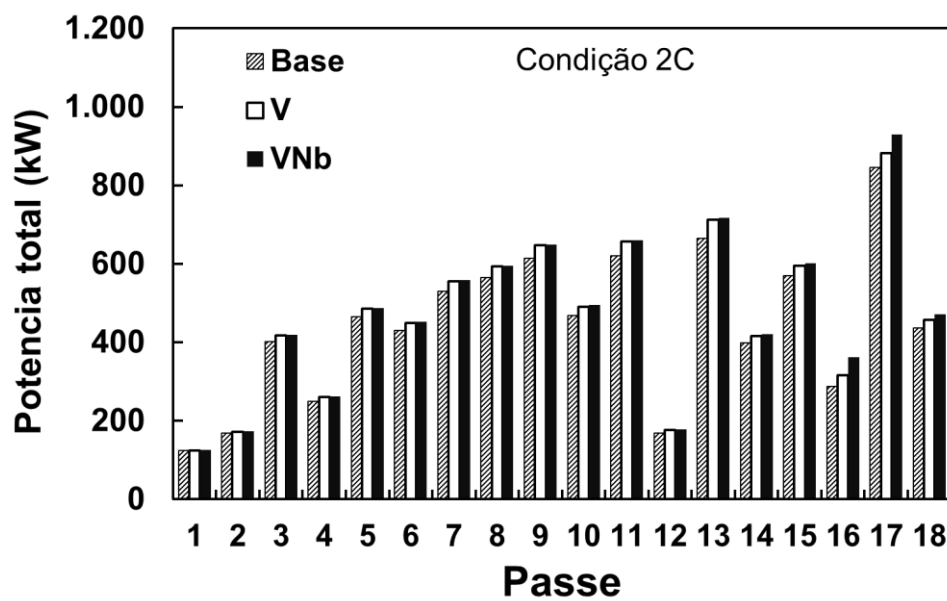


b)

Figura 6.16. Potência total de laminação calculada para as ligas Base, V, e VNb para as condições a) 1P e b) 1C.



a)



b)

Figura 6.17. Potência total de laminação calculada para as ligas Base, V, e VNb para as condições a) 2P e b) 2C.

6.2 Curvas de transformação no resfriamento contínuo (TRC)

Nesta seção são comparados e discutidos os diagramas TRC obtidos por dilatométrica das ligas Base, V e VNb. O objetivo dessa seção é de evidenciar o efeito do tamanho de grão inicial e da adição de microligantes nas transformações de fase que ocorrem a partir da austenita.

6.2.1 Efeito do tamanho de grão austenítico

A Figura 6.18 apresenta de forma sobreposta os diagramas TRC da liga V para tamanho de grão austenítico inicial de 5 e 19 μm . Observa-se que o refinamento da microestrutura antes da transformação desloca a região de formação de ferrita para a esquerda, possibilitando a formação dessa fase para taxas de resfriamento maiores. Tanto o início quanto o fim da transformação perlítica são antecipados. Ao contrário da redução do campo da perlita no diagrama, ocorre uma expansão da região de formação de bainita para grãos mais finos, ou seja, o início da transformação bainítica ocorre a temperaturas mais elevadas e termina em temperaturas mais baixas, além do deslocamento para a esquerda que significa a possibilidade de formação dessa fase para maiores taxas de resfriamento. Em contrapartida, o diagrama mostra que as temperaturas de início e fim de formação de martensita diminuem para grãos austeníticos mais finos.

Uma análise similar para a liga VNb é apresentada através da Figura 6.19. O efeito do tamanho de grão austenítico nos diagramas TRC é bem similares para as duas ligas. Entretanto, pode-se destacar que para microestrutura grosseira ocorre um deslocamento da linha de fim de transformação da bainita para temperaturas mais baixas, além de uma redução no campo de formação de martensita. Em termos práticos, o aumento do tamanho de grão austeníticos nas ligas V e VNb provoca um deslocamento dos campos de ferrita e perlita para a direita do diagrama TRC, favorecendo a formação das fases bainita e martensita, fases duras cuja presença leva a um aumento na resistência mecânica da liga.

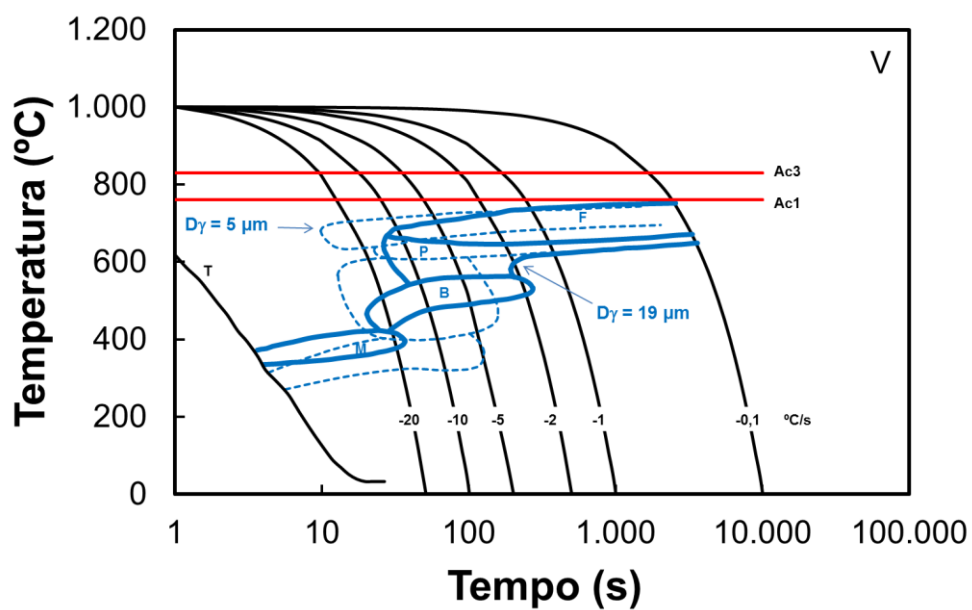


Figura 6.18. Comparação entre as curvas do diagrama TRC do aço V com tamanho de grão fino e grosso.

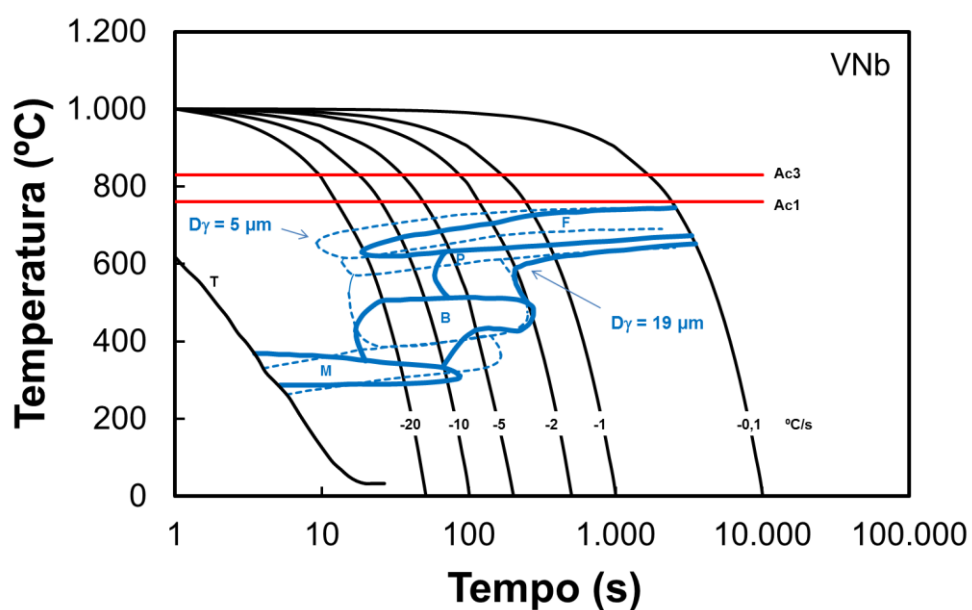


Figura 6.19. Comparação entre as curvas do diagrama TRC do aço VNb com tamanho de grão fino e grosso.

6.2.2 Efeito da adição de microligantes

As Figuras 6.20 e 6.21 comparam os diagramas TRC da liga Base com os das ligas V e VNb nas condições de grão grosseiro. É notório que há uma diferença significativa entre os diagramas da liga Base e os das ligas de aço microligado. Apesar da sutil diferença nas curvas de início e fim de formação da ferrita, verifica-se uma ampliação e deslocamento para baixo do campo da perlita. O constituinte bainita, que na liga Base não aparece independentemente da taxa de resfriamento, ocorre nas ligas microligadas para taxas de resfriamento entre 2 e 20 °C, que são taxas bem comuns nas linhas industriais de laminação de fio-máquina. Assim como a bainita, a fase martensítica pode se formar nas ligas microligadas a taxas de resfriamento moderadas, o que não se verificou na liga Base.

As Figuras 6.22 e 6.23 fazem uma comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços V e VNb nas condições de grão fino e grão grosseiro. Para microestruturas refinadas observa-se uma boa sobreposição dos campos das fases e constituintes do diagrama, indicando que a adição de Nb possui pouco impacto na formação das fases para grãos austeníticos finos. Para microestruturas grosseiras o efeito do Nb no diagrama de fases é mais evidente. Observa-se que para a liga VNb o campo da perlita é reduzido e deslocado para a direita. Em contrapartida, o campo de formação da bainita é expandido e deslocado para baixo, e o campo da martensita alongado para taxas de resfriamento menores. A partir dessa comparação, pode-se concluir que a adição de Nb desempenha um importante papel na formação de bainita e martensita em microestruturas grosseiras nas taxas de resfriamento usuais após a laminação a quente de fio-máquina, sendo essa uma importante alternativa para obter-se aumentos expressivos de resistência por formação de fases e constituintes.

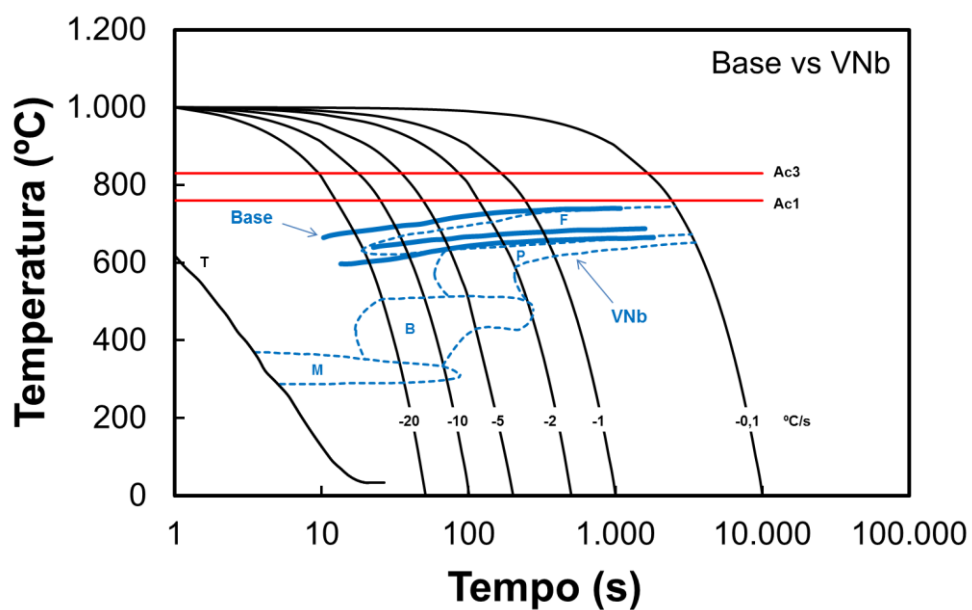


Figura 6.20. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços Base e VNb nas condições de grão grosseiro.

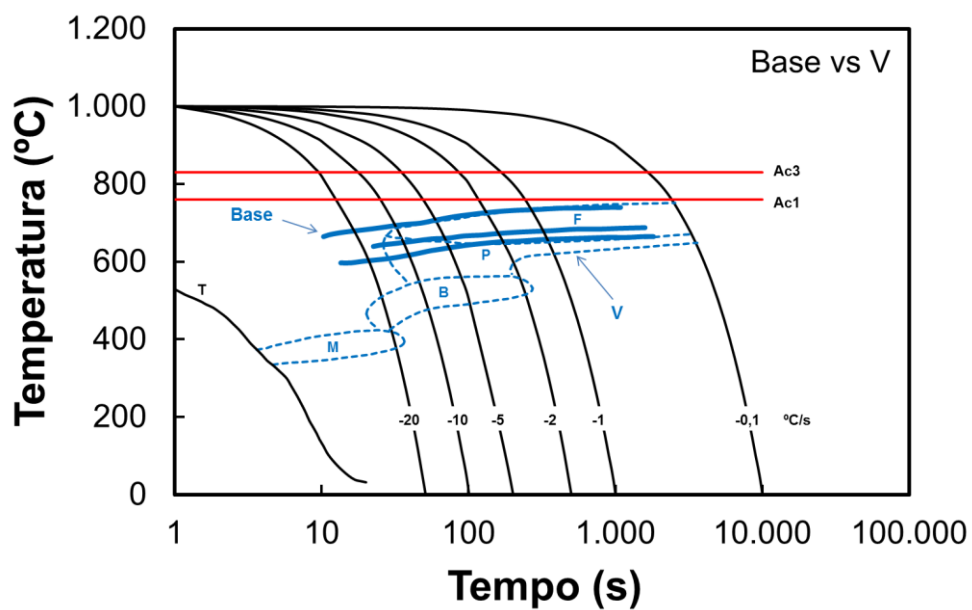


Figura 6.21. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços Base e V nas condições de grão grosseiro.

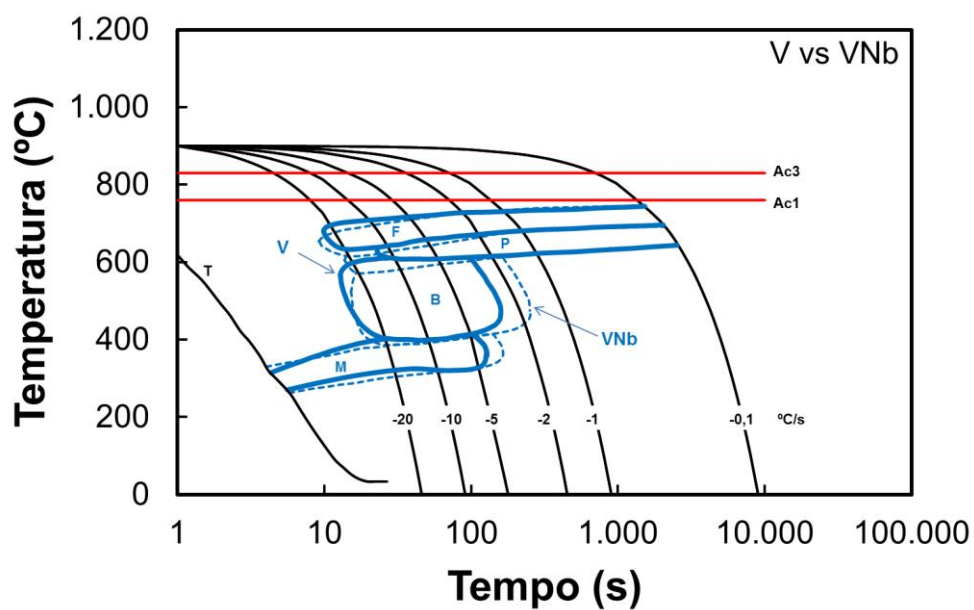


Figura 6.22. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços V e VNb nas condições de grão fino (5 μm).

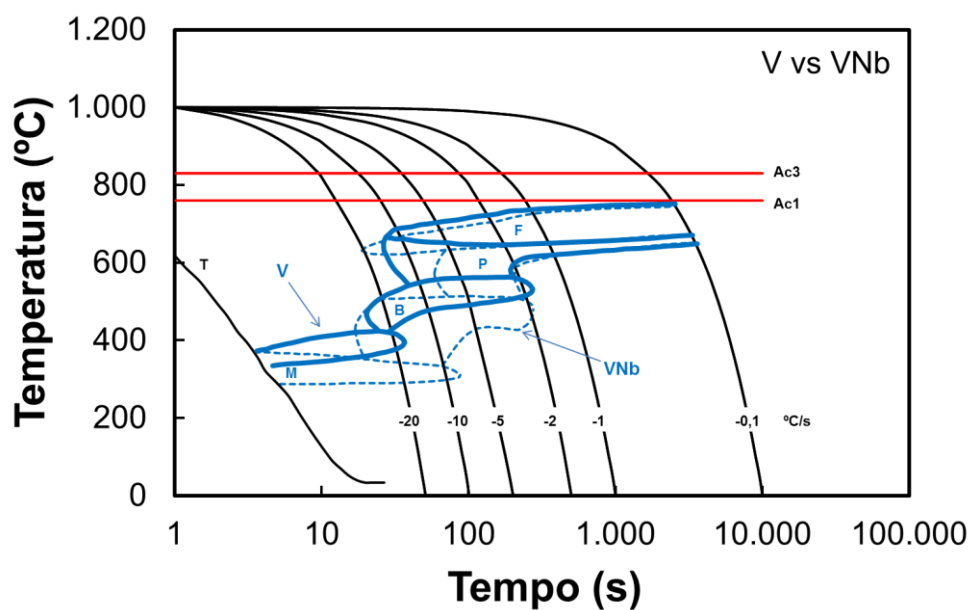
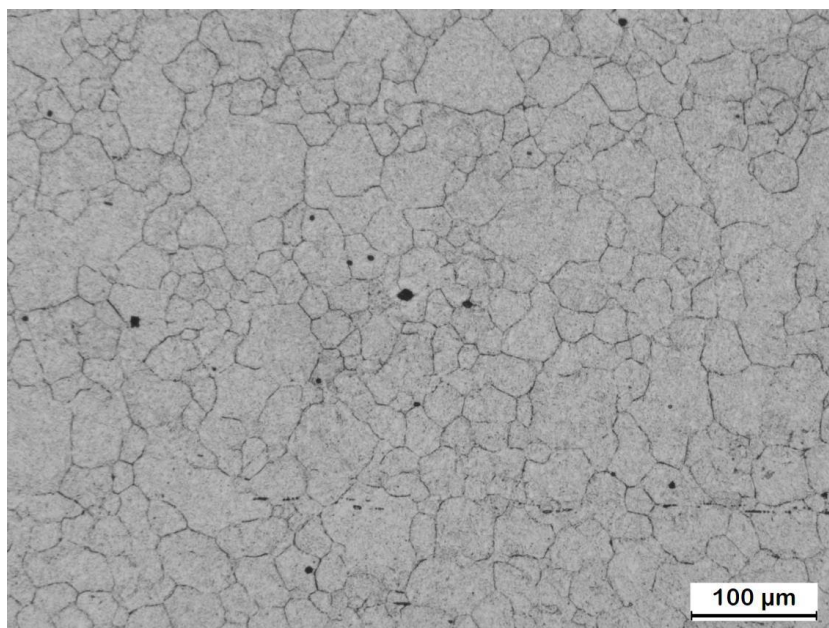
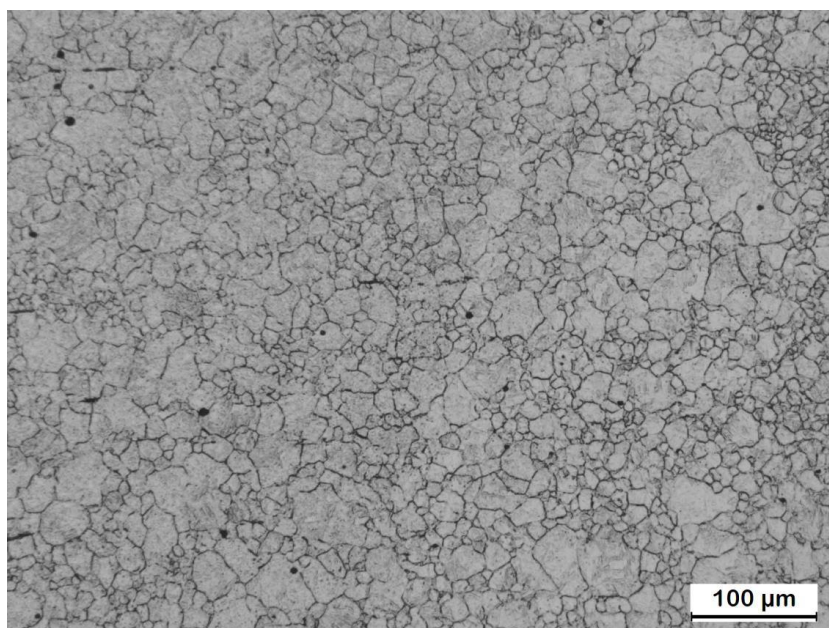


Figura 6.23. Comparação entre as curvas do diagrama TRC dos aços V e VNb nas condições de grão grosseiro (27 e 19 μm , respectivamente).

A Figura 6.24 mostra as micrografias do TGA das ligas V e VNb prévios à dilatométrica na condição de grão grosseiro, ou seja, em amostras aquecidas a 1000 °C. A microestrutura da liga com adição de Nb é claramente mais refinada. Além disso, a liga VNb também apresenta menor heterogeneidade de grãos, que pode ser confirmada através das curvas de distribuição de grãos apresentadas na Figura 6.25. Conforme visto anteriormente, o aumento do TGA leva a um aumento da temperabilidade do aço, o que favorece a formação das fases bainita e martensita. O aumento da temperabilidade também foi observado de maneira pontual sobre os grãos austeníticos cujas dimensões são consideravelmente acima da média. A Figura 6.26 apresenta a microestrutura final da liga V na condição de grão grosseiro após resfriamento a 2 °C/s. Nessa condição foram observada presença de ilhas isoladas de ferrita acicular+bainita na microestrutura, possivelmente geradas a partir de grãos austeníticos grosseiros. Por um lado, a microestrutura bainítica possui um lado benéfico, pois aumenta a resistência da liga. Entretanto, a presença de ilhas isoladas dessa fase deve ser evitada em ligas de aços microligados onde objetiva-se um material com elevada ductilidade e tenacidade.

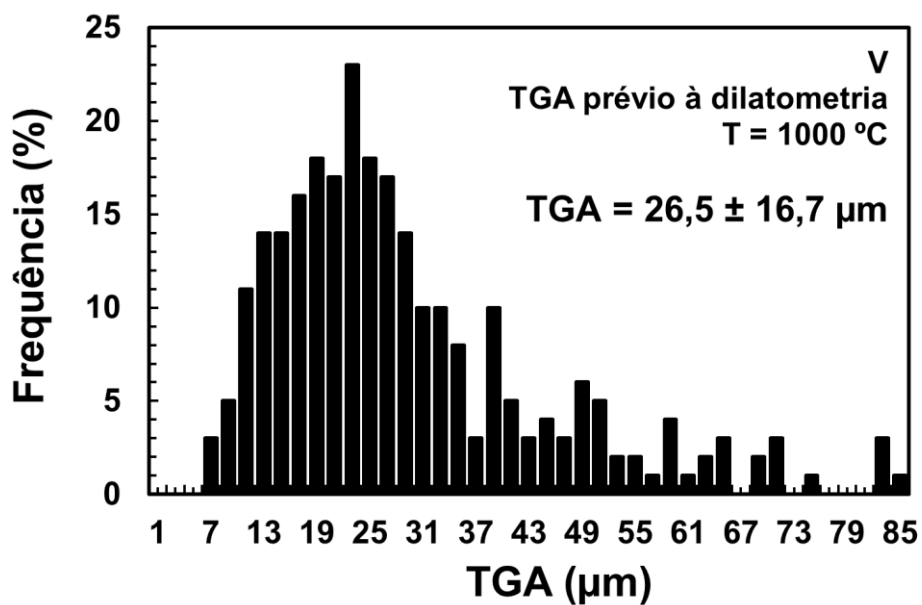


a)

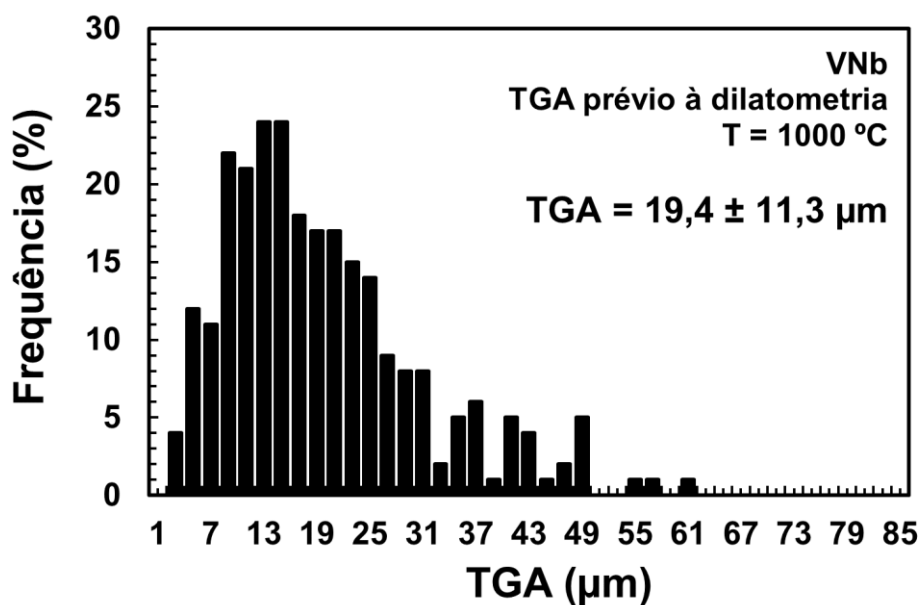


b)

Figura 6.24. Micrografias do TGA prévio à dilatométrica após aquecimento à 1000 °C por 10 min: a) V e b) VNb.



a)



b)

Figura 6.25. Distribuição do TGA prévio à dilatométrie após aquecimento à 1000 °C por 10 min: a) V e b) VNb.

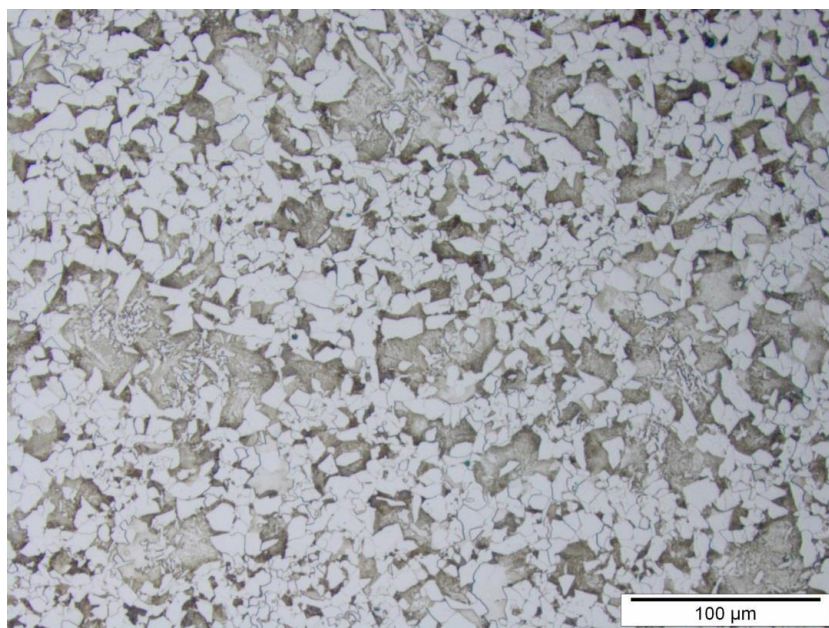


Figura 6.26. Presença de ilhas isoladas de ferrita acicular+bainita na microestrutura da liga V aquecida a 1000 °C e resfriada a 2 °C/s, que podem ter sido originadas de grãos austeníticos grosseiros.

A Figura 6.27 mostra os valores de microdureza HV (com pré-carga de 1kg) em função das taxas de resfriamento, medidas nas superfícies polidas das amostras após os ensaios de dilatométrica. Nota-se, para todas as ligas, que há um aumento mais acentuado da dureza para taxas de até 2 °C/s, seguindo de um aumento progressivo até a taxa de 20 °C/s. Como esperado, os valores de microdureza para a liga base são bem inferiores, cujo valor máximo foi de 275 HV para a taxa máxima de resfriamento. Os símbolos em branco se referem à dureza das amostras dos aços microligados com microestrutura refinada. Os valores encontrados foram muito próximos para as ligas V e VNb, o que é coerente levando em consideração a similaridade dos diagramas de fase nessa condição. Para as condições de granulometria grosseira, os valores de microdureza são semelhantes até a taxa de 5 °C/s. Para as taxas de 10 e 20 °C/s, a liga VNb apresentou microdurezas bem superiores, que são justificadas pela maior presença de bainita e martensita nas microestruturas finais nessa condição para essa liga.

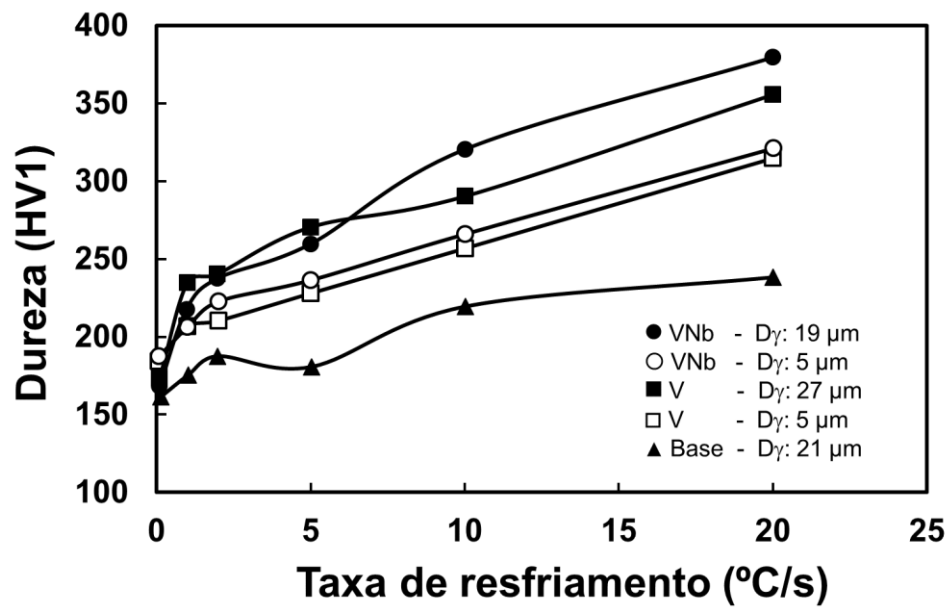


Figura 6.27. Medições de microdureza em função da taxa de resfriamento realizadas nas amostras de dilatometria, para as ligas Base, V e VNb.

6.3 Modelagem matemática da evolução microestrutural e precipitação

6.3.1 Modelagem da liga Base

Segundo os resultados de simulação no modelo matemático de evolução microestrutural para a liga Base nas 4 condições analisadas, há uma predominância de recristalização metadinâmica nas etapas de desbaste e intermediário, e de recristalização estática nos passes finais de laminação (Tabelas 5.6 a 5.9). Se comparada aos processos industriais de laminação de planos, a laminação de longos possui elevadas deformações efetivas por passe, assim como deformação total ($\varepsilon = 8,77$). Nos passes iniciais, uma vez que as temperaturas são mais elevadas e as taxas de deformações menores, ε_c é normalmente superada dando-se início a recristalização dinâmica. Esse comportamento pode ser observado nas Figuras 6.28 a 6.31 onde são comparados ε_a e ε_c da liga Base nas condições 1P, 1C, 2P e 2C. Independentemente da condição, nota-se a ocorrência de recristalização dinâmica do passe 1 até o passe 11. Esse resultado é coerente com o comportamento das curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de torção a quente onde nota-se a presença do pico de tensão na maioria dos passes iniciais, que é um indicativo que a recristalização dinâmica foi iniciada. Do passe 12 ao 18, dependendo das condições termomecânicas, ocorre ou não recristalização dinâmica. Em todas as condições ε_a excede ε_c no último passe de deformação, logo o mecanismo de amaciamento predominante após o último passe de laminação até a transformação de fases é a recristalização metadinâmica. Nas condições 1P e 1C as frações médias de X_{RE} e X_{RMD} foram de 41 e 59 % entre os passes 1 e 11 e de 87 e 4 % entre os passe 12 e 18, respectivamente. Nas condições 2P e 2C as frações médias de X_{RE} e X_{RMD} foram de 17 e 83 % entre os passes 1 e 11 e de 78 e 16 % entre os passe 12 e 18, respectivamente. A recristalização total pela soma dos dois mecanismos é em geral total, exceto no passe 17 onde a fração é parcial devido ao curto t_{ep} .

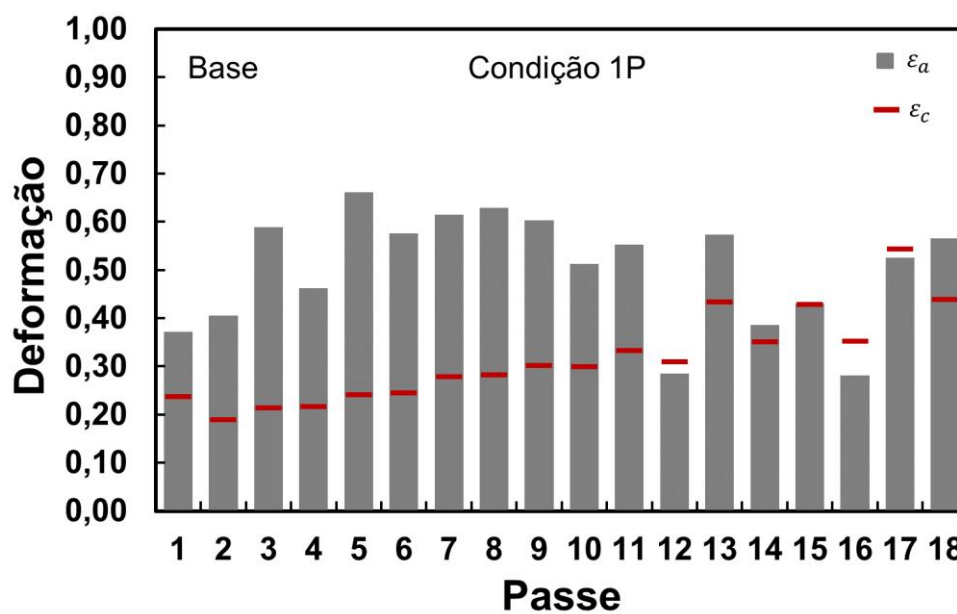


Figura 6.28. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 1P.

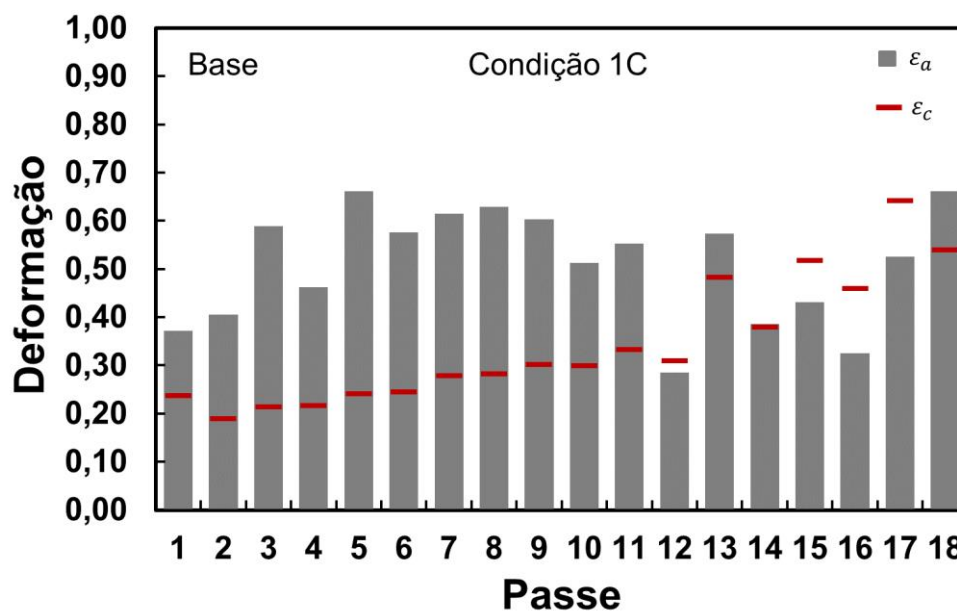


Figura 6.29. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 1C.

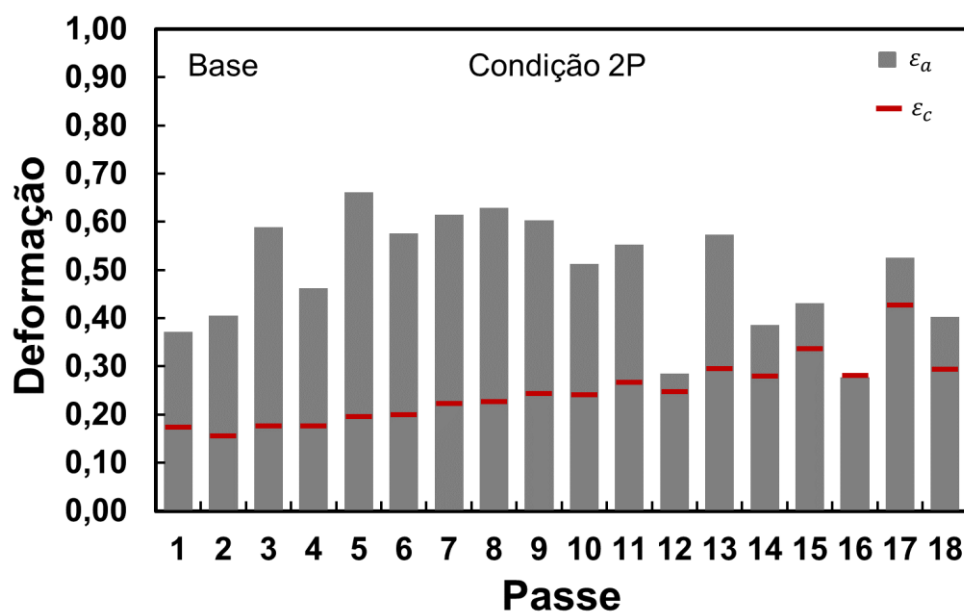


Figura 6.30. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 2P.

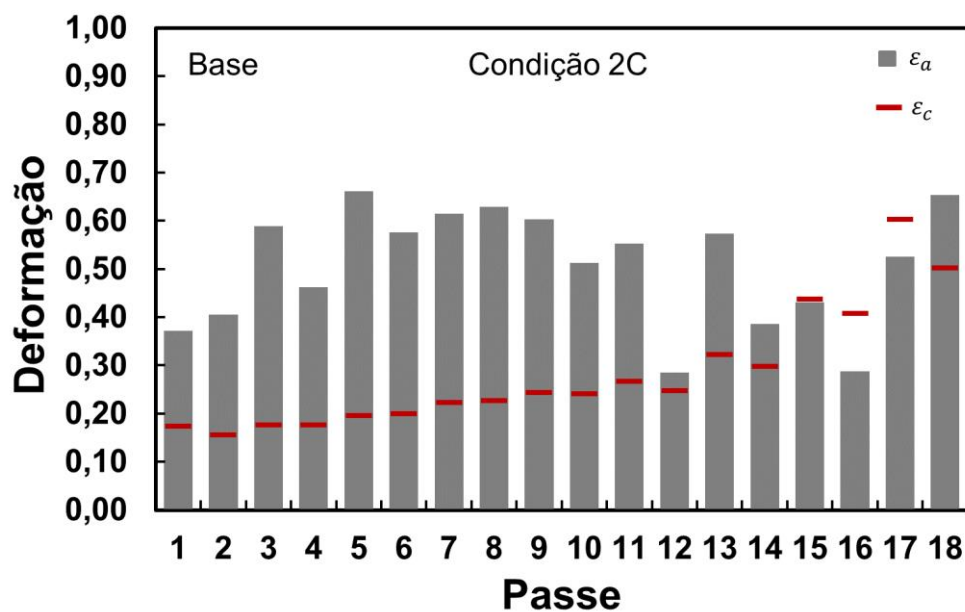


Figura 6.31. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga Base na condição 2C.

As Figuras 6.32 e 6.33 mostram a evolução do tamanho de grão austenítico médio para as 4 condições simuladas. Com os sucessivos ciclos de deformação e recristalização o TGA diminui continuamente. Instantes após cada deformação novos grãos são nucleados, em seguida crescem substituindo os grãos austeníticos prévios. Esse fenômeno leva a uma redução acentuada no TGA médio. Entretanto, uma vez completada a recristalização, os grãos recristalizados passam por uma etapa de crescimento rápido até atingirem um crescimento moderado após alguns segundos. Nos passes onde o mecanismo de amaciamento predominante é a recristalização estática o crescimento de grão é mais expressivo, que podem ser observados entre os tempos ~70 e ~90 s das figuras. Nas condições 2P e 2C, nas quais as temperaturas de reaquecimento e de laminação são superiores, o TGA também é maior durante toda a laminação. Nas condições 1P e 2P a taxa de resfriamento após a laminação é mais baixa, o que permite um longo tempo para crescimento de grãos até a transformação de fases. O tempo entre o último passe até a transformação de fases é de 51, 20, 73 e 24 s para as condições 1P, 1C, 2P e 2C, respectivamente.

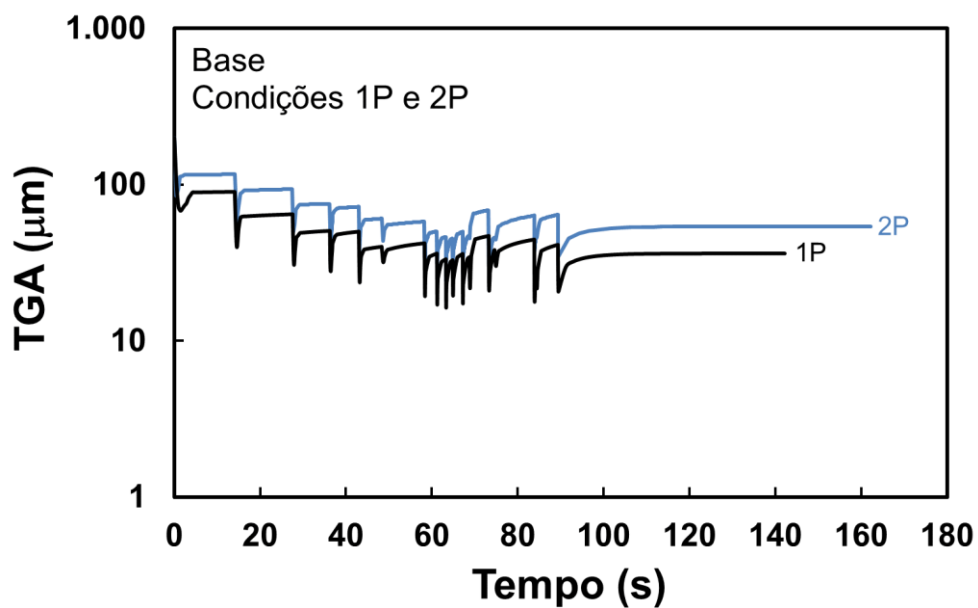


Figura 6.32. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga Base – Condições 1P e 2P.

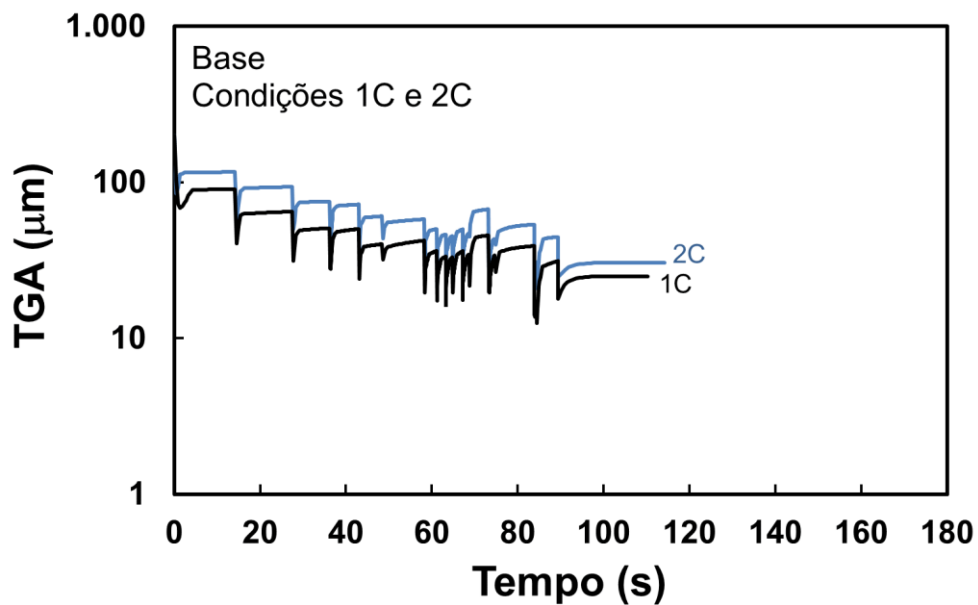


Figura 6.33. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga Base – Condições 1C e 2C.

6.3.2 Modelagem da liga V

Assim como para a liga Base, para a liga V foi observada uma predominância de recristalização metadinâmica nas etapas de desbaste e intermediário (Tabelas 5.10 a 5.13), o que vai de encontro com as tensões de pico observadas nas curvas tensão-deformação dos ensaios de torção. Exceção se nota no primeiro passe onde o valor de ε_c calculado é relativamente alto em função do tamanho de grão inicial de 200 μm , e assim o mecanismo de amaciamento previsto nesse passe é a RE. Essa proposição condiz com a curva tensão-deformação de torção desse passe, onde não se observa o pico de tensão.

Entretanto, nos passes finais, observa-se uma alternância entre recristalização estática e metadinâmica (Figuras 6.34 a 6.37). O mecanismo de amaciamento entre o último passe até a transformação de fases é a RMD para as condições 1P, 1C e 2C, e RE para a condição 2P. O modelo assinala recristalização completa ($X_{rec} > 95\%$) dos passes 1 a 11 em todas as condições. Embora o modelo indique precipitação de VN induzida por deformação na condição 1P a partir do passe 16, não ficou evidente nas curvas tensão-deformação recristalização parcial ou acúmulo de deformação nos passes finais, indicando que possivelmente a precipitação tenha se iniciado após o passe 18. O modelo prevê o fim da precipitação de VN na condição 1P 22 s após o último passe. Logo, o tempo após a última deformação até a transformação de fases deve ser considerado uma variável importante na cinética de precipitação na laminação de aços longos, consequentemente no aumento de resistência.

Na condição 1C o modelo indica recristalização parcial e acúmulo de deformação a partir do passe 15, com importante contribuição da precipitação prevista a partir do passe 14. Essa tendência é claramente observada nas curvas tensão-deformação dos testes de torção. Nessa condição o fim da precipitação ocorre 6 s após o último passe.

Na condição 2P espera-se recristalização completa em todos os passes, que se confirma com as curvas tensão-deformação. Nessa condição a precipitação tem início e fim a 32 e 71 s após a última deformação, respectivamente.

Na condição 2C, apesar da precipitação ser prevista apenas após o último passe, é prevista recristalização parcial após os passes 15 e 17, e como consequência um acúmulo de deformação nos passes seguintes. Esse comportamento converge com os resultados dos ensaios de torção a quente. Na condição 2C da liga V a precipitação inicia-se a 4 s após o passe 18 e chega à transformação de fases sem se completar.

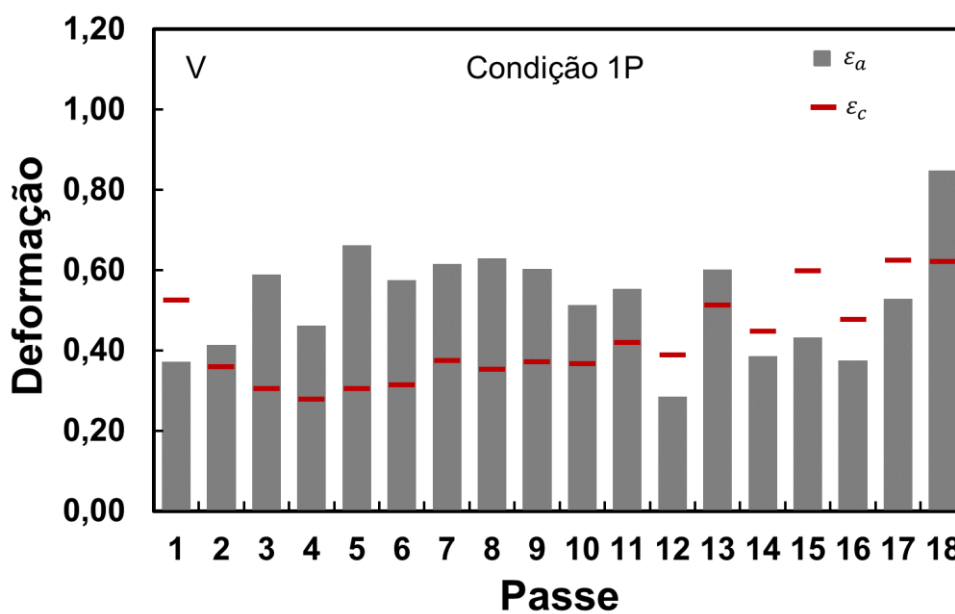


Figura 6.34. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 1P.

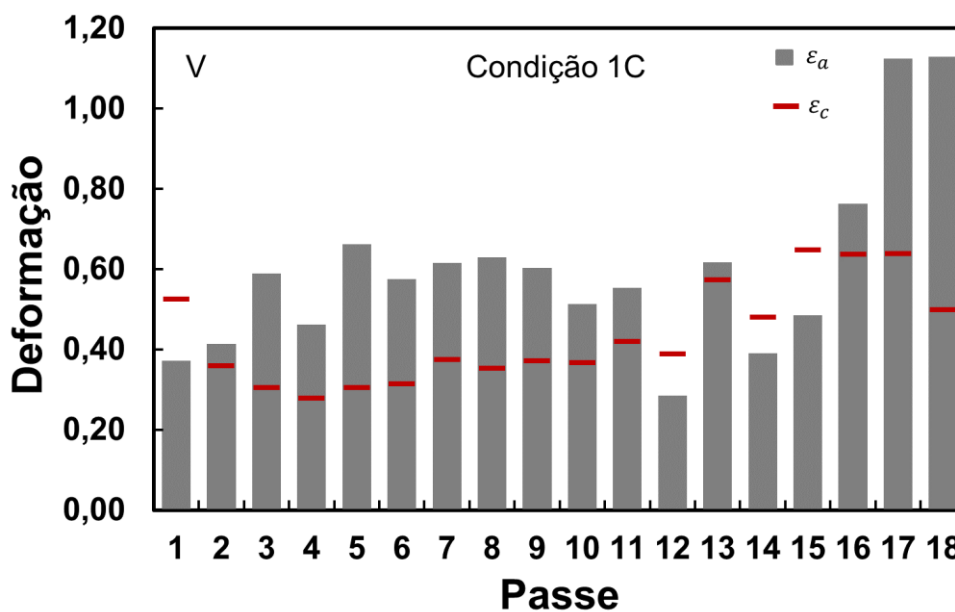


Figura 6.35. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 1C.

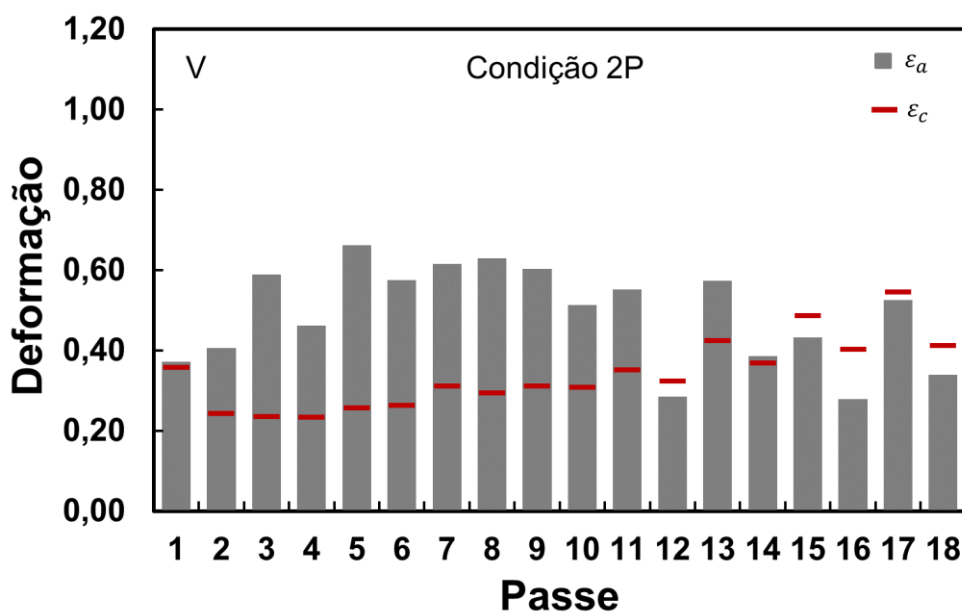


Figura 6.36. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 2P.

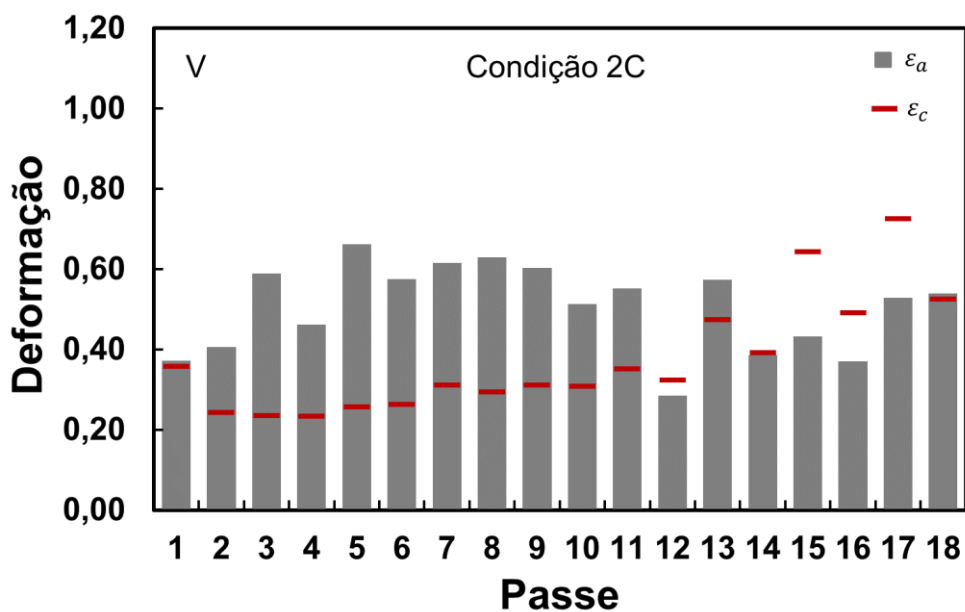


Figura 6.37. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga V na condição 2C.

As Figuras 6.38 e 6.39 mostram a evolução do tamanho de grão austenítico médio da liga V para as 4 condições simuladas. Assim como para a liga Base o TGA diminui a cada passe de deformação através da sequência consecutiva de recristalização. O TGA é predominantemente maior nas condições de maior temperatura de reaquecimento. Na condição 1P o modelo indica um considerável refino de grão após o último passe em função da precipitação, mas que não persiste uma vez que a precipitação se encerra antes da transformação de fases, podendo esse comportamento ser observado no tempo de 110 s. O maior refino da microestrutura ocorre na condição 1C, cujo TGA final previsto é de 10 μm . Porém, na condição 2C, o modelo também indica um refino de grão relevante, principalmente nos 2 últimos passes de deformação.

As Figuras 6.40 e 6.41 mostram os teores de V em solução sólida na austenita nas 4 condições estudadas. Nas condições 1P e 1C, onde as temperaturas de reaquecimento foram de 1100 °C, o V_{SS} é de 0,174 %, e nas condições 2P e 2C, onde as temperaturas de reaquecimento foram de 1200 °C, o V_{SS} é de 0,180 %. Com o início da precipitação o V_{SS} reduz progressivamente até que a formação de precipitados cesse. O valor final de V_{SS} foi de 0,155 % para todas as condições, disponível para posterior precipitação na transformação de fases ou na própria ferrita.

A Figura 6.42 mostra as frações volumétricas de VN para as 4 condições. As frações aumentam seguindo uma curva sigmoideal, típica de fenômenos que envolvem nucleação e crescimento, atingindo valores de 0,00032 para as condições 1P e 1C e de 0,00040 para as condições 2P e 2C.

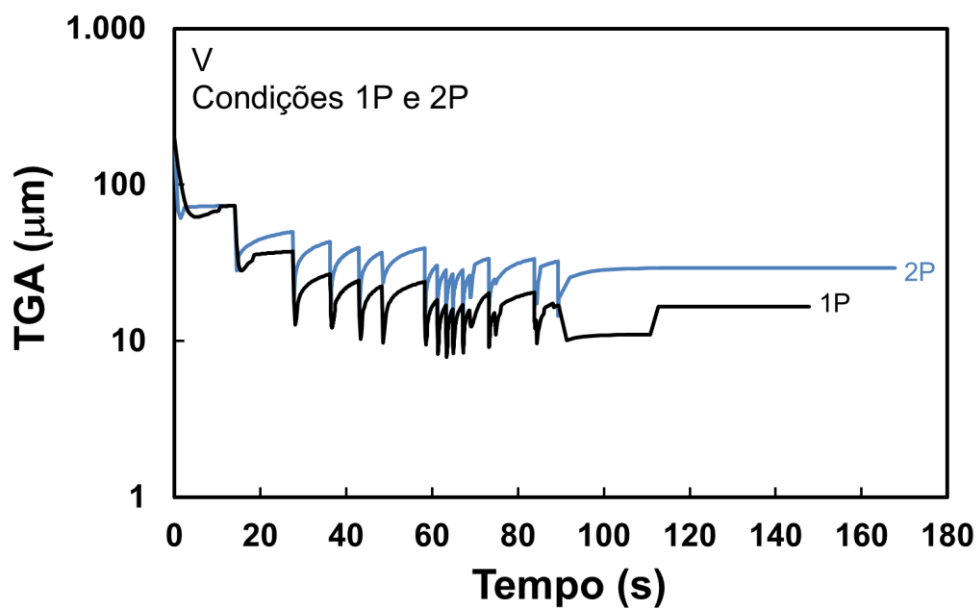


Figura 6.38. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1P e 2P.

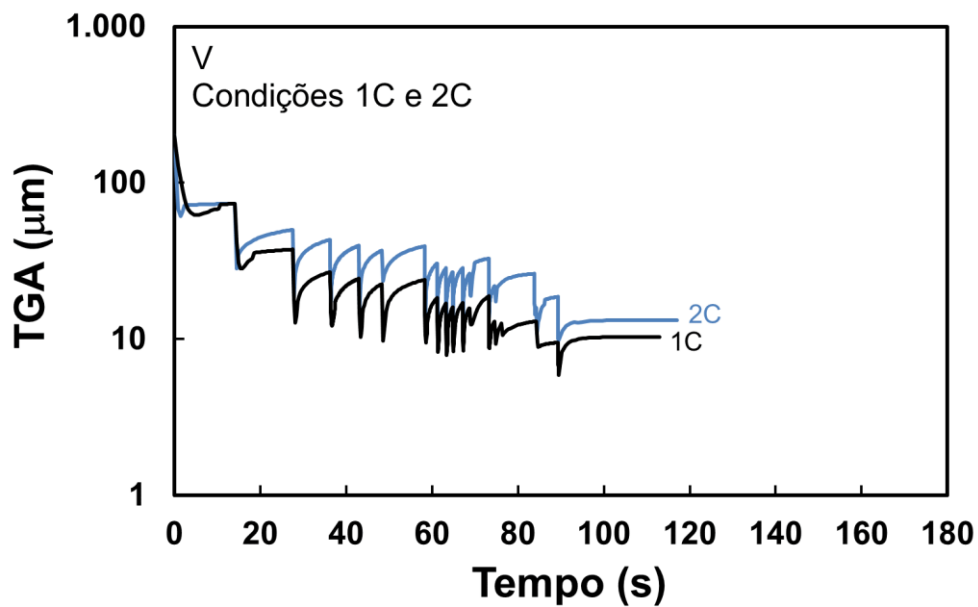


Figura 6.39. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1C e 2C.

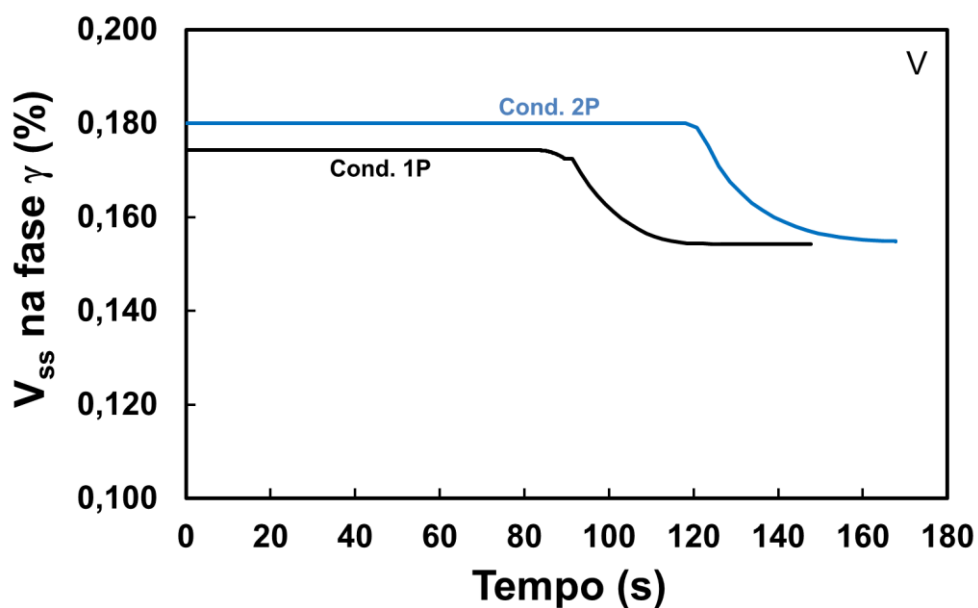


Figura 6.40. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1P e 2P.

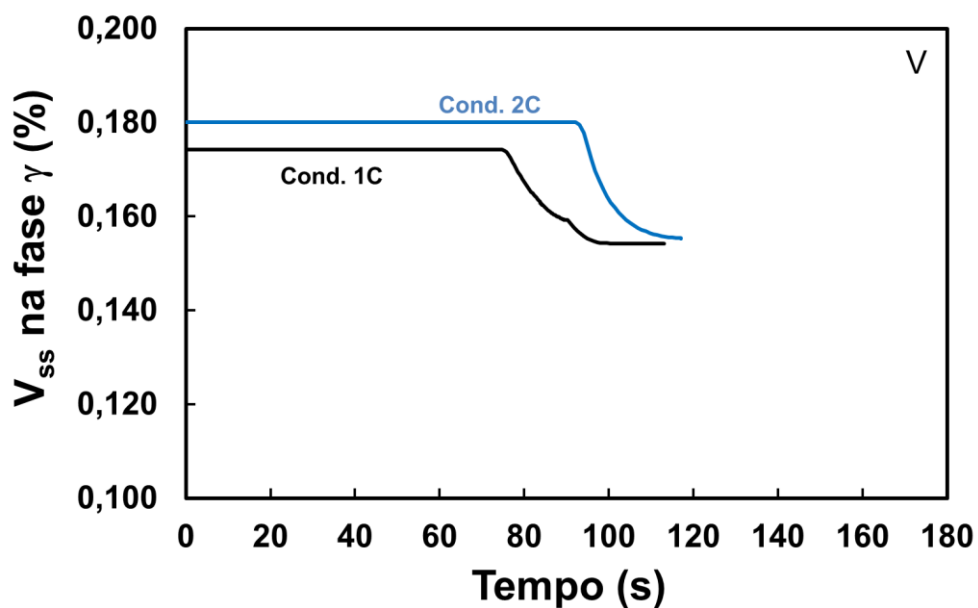


Figura 6.41. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1C e 2C.

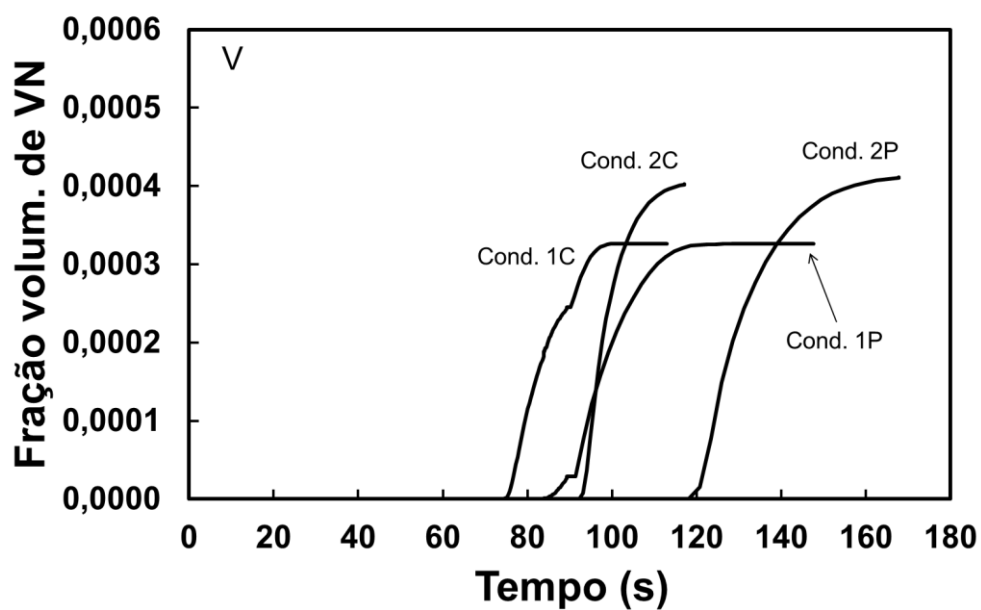


Figura 6.42. Evolução da fração volumétrica de VN ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga V – Condições 1P, 1C, 2P e 2C.

6.3.3 Modelagem da liga VNb

Em relação aos mecanismos de amaciamento a Liga VNb é semelhante à liga V, ou seja, predominância de recristalização metadinâmica nas etapas de desbaste e intermediário e alternância entre recristalização estática e metadinâmica nos passes finais (Tabelas 5.14 a 5.17 e Figuras 6.43 a 6.46). Nas 4 condições, em 16 dos 18 passes ocorre recristalização dinâmica, ficando assim claro a importância desse mecanismo na laminação de aços longos. O mecanismo de amaciamento entre a última deformação até a transformação de fases é a RMD para as condições 1P, 1C e 2C, e RE para a condição 2P, o que também contribui para uma granulometria mais grosseira nessa condição. Hipoteticamente, se nessa condição (2P) ao invés de RE ocorresse RMD no último passe, o TGA seria reduzido de 19 para 15 μm . O modelo prevê recristalização completa dos passes 1 a 8 em todas as condições. Nessa liga espera-se uma forte influência dos microligantes com as sequências de recristalização, especialmente o Nb. Nas condições 1P e 1C a precipitação de Nb(C,N) se inicia no passe 4, finalizando 2 s após o último passe no caso da condição 1P e no passe 14 na condição 1C. Na condição 1P a precipitação de VN ocorre somente após as deformações, com início a 8 s e fim a 33 s após o passe 18. Pelas curvas tensão-deformação não foi observado amaciamento incompleto ou acúmulo de deformação na condição 1P, o que sugere que a precipitação não tenha ocorrido nessa condição. Na condição 1C a formação de VN ocorre no passe 15 e conclui 14 s após a deformação final. Nas curvas tensão-deformação dessa condição obtidas nos testes de torção foi verificado acúmulo de deformação entre os passes 15 e 17, que possivelmente está relacionado à presença precipitados finos de Nb(C,N) e/ou VN. Na condição 2P as precipitações de Nb(C,N) e VN induzidas por deformação ocorrem após o último passe, Nb(C,N) iniciando a 16 s após o passe 18 e não se concluindo até a transformação de fases, e VN iniciando e finalizando a 32 e 70 s após a última deformação, respectivamente. O formato das curvas tensão-deformação sugere, assim como o modelo, que ocorra recristalização completa após todos os passes nessa condição. Na condição 2C a precipitação de Nb(C,N) começa no passe 16 e termina 17 s após o último passe, e a precipitação de VN tem início e fim após 4 e 27 s após o passe final. De acordo com o modelo, haveria recristalização parcial e acúmulo de deformação entre os passes 15 e 18, justamente o que foi observado nas curvas tensão-deformação do ensaio de torção e na metalografia.

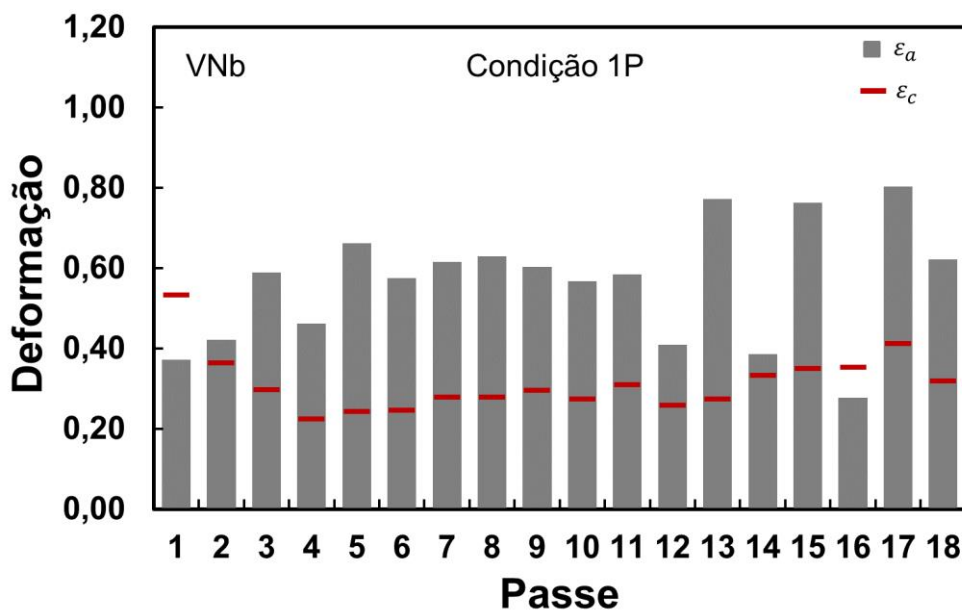


Figura 6.43. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 1P.

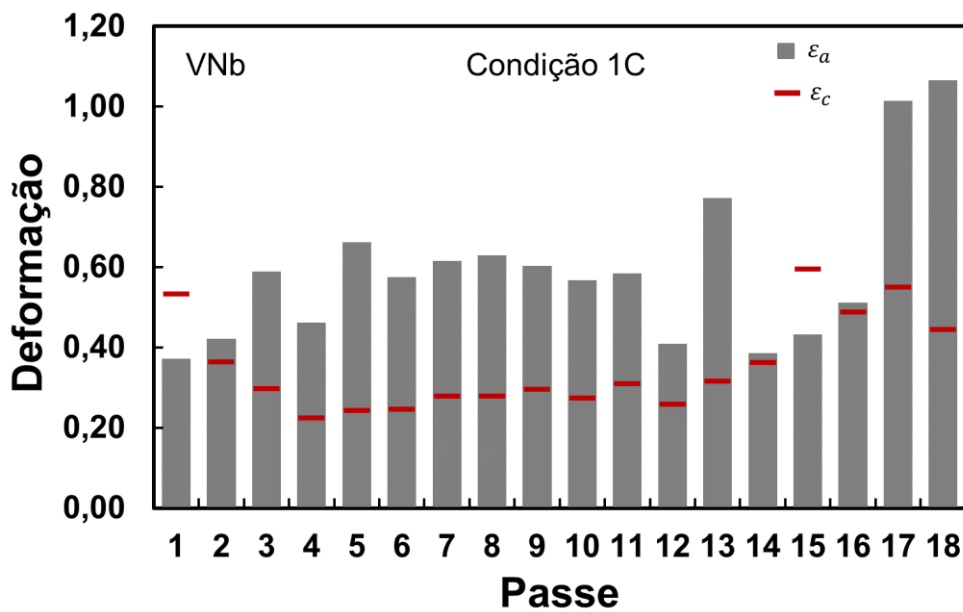


Figura 6.44. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 1C.

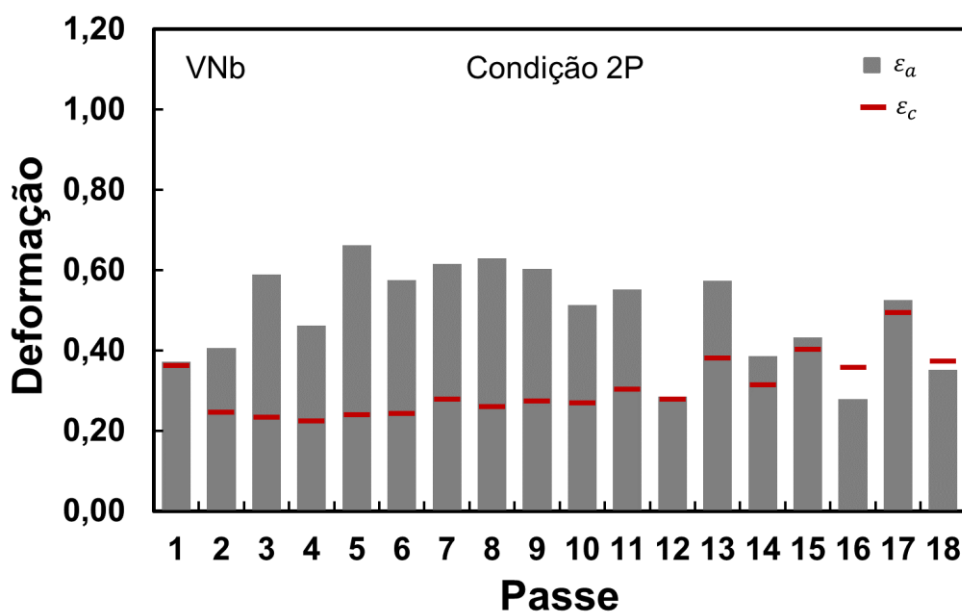


Figura 6.45. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 2P.

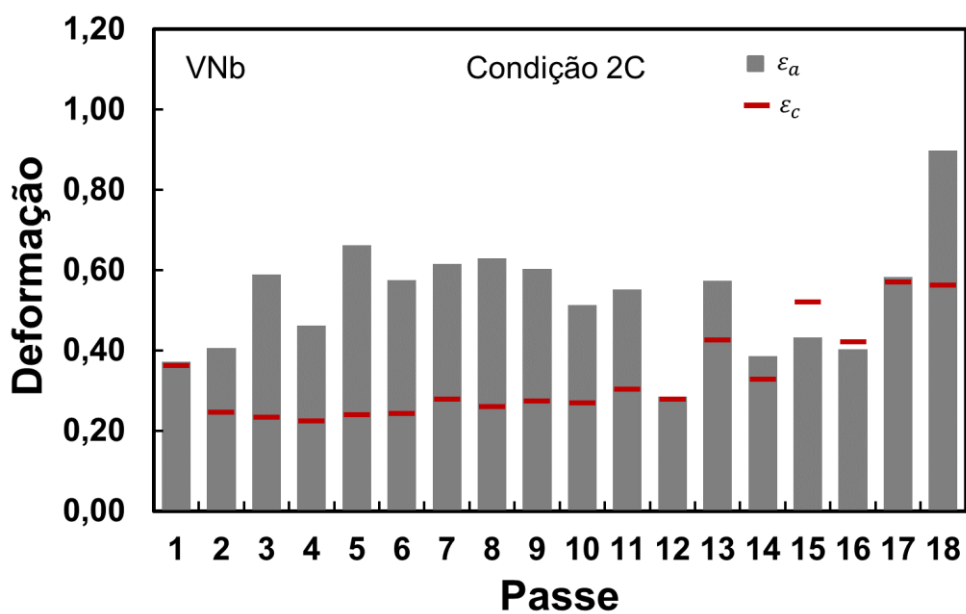


Figura 6.46. Valores de deformação acumulada e deformação crítica por passe da liga VNb na condição 2C.

As Figuras 6.47 e 6.48 mostram a evolução do tamanho de grão austenítico médio da liga VNb para as 4 condições propostas. O TGA segue a mesma tendência das demais ligas de reduzir a cada passe de deformação através da sequência consecutiva de recristalização. Nas condições termomecânicas sem aplicação de resfriamento acelerado (1P e 2P) o que determina o TGA final é a temperatura do forno de reaquecimento, que consequentemente impacta nas temperaturas dos passes. Contudo, conforme mostra a Figura 6.47, a diferença de TGA entre as duas condições vai se tornando significativa nos passes finais de laminação. Nas condições as quais o resfriamento acelerado foi considerado (1C e 2C) os tamanhos de grão são similares no início, mas se distanciam à medida que o processo avança. Nos últimos passes os TGA's se convergem e chegam à transformação de fase com valores médios muito próximos. Os grão mais finos foram calculadas para as condições 1C e 2C (5 e 6 μm , respectivamente), que são situações onde teoricamente a precipitação induzida por deformação desempenharia um importante papel no refino da microestrutura.

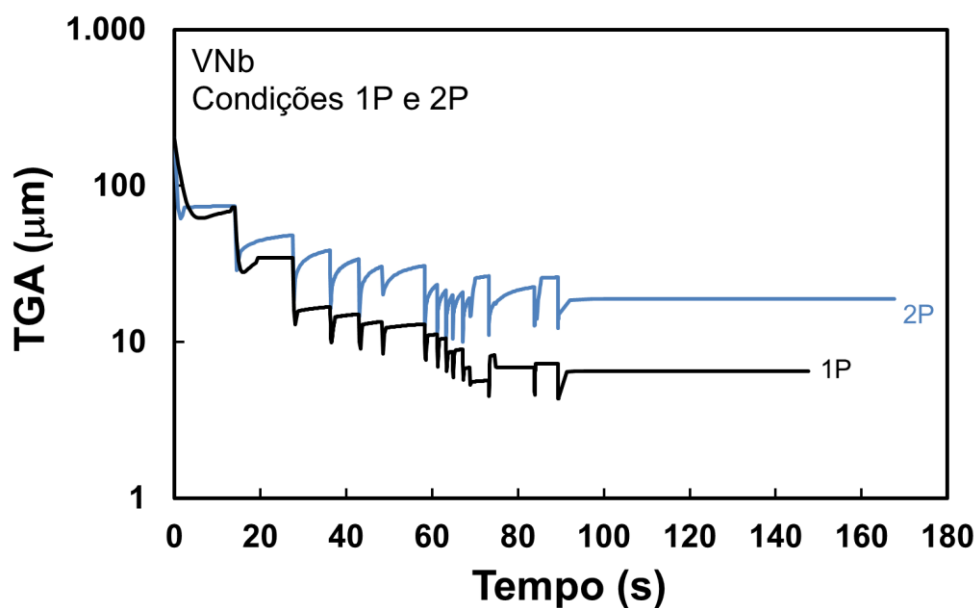


Figura 6.47. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P e 2P.

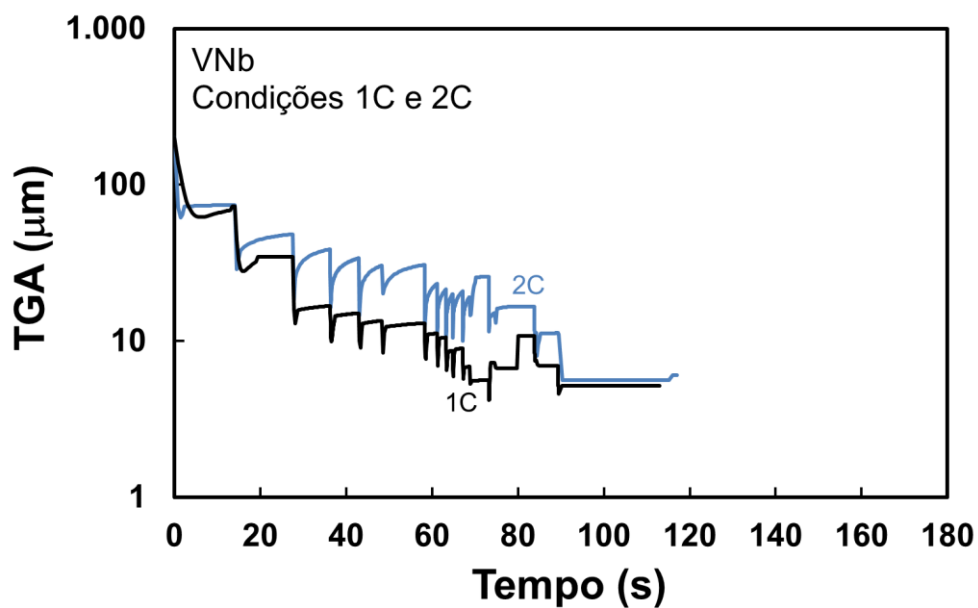


Figura 6.48. Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1C e 2C.

As Figuras 6.49 e 6.52 mostram os teores de V e Nb em solução sólida na austenita nas 4 condições estudadas. Em todas as condições espera-se uma solubilização completa do V na austenita após o reaquecimento, ou seja, com V_{ss} de 0,110 %. O Nb possui menor solubilidade na austenita, e assim sua dissolução na temperatura de reaquecimento de 1100 °C foi menor que a 1200°C, iguais a 0,010 e 0,017 %, respectivamente. Devido à precipitação de VN o V_{ss} final foi reduzido para ~0,084 % para todas as condições. O mesmo ocorreu com Nb_{ss} final após precipitação de Nb(C,N), cujos valores finais chegando na transformação de fases foram de 0,0045, 0,0043, 0,0076 e 0,0067 % para as condições 1P, 1C, 2P e 2C, respectivamente. Essas quantidades de V_{ss} e Nb_{ss} em solução sólida na austenita estariam disponíveis para posterior precipitação na transformação de fases ou nas fases posteriores à transformação.

As Figuras 6.53 e 6.54 mostram as frações volumétricas de VN e Nb(C,N) calculadas para as 4 condições. As frações volumétricas de VN crescem com o progresso da precipitação e atingem valores em torno de ~0,00040 em todas as condições simuladas para a liga VNb, diferentemente da liga V que nas condições 1P e 1C apresentou frações volumétricas mais baixas. As frações volumétricas de precipitados são diretamente proporcionais às frações precipitadas calculadas pelo modelo cinético e à diferença entre a concentração momentânea do microligante em solução e a concentração de equilíbrio. As Figuras 6.55e 6.56 comparam essas duas variáveis das ligas V e VNb na condição 1P. A maior concentração de V na liga V reduz o tempo de início de precipitação. Entretanto, as curvas de evolução da precipitação das duas ligas são bastante parecidas. A diferença $[V_{ss} - V_{eq}]$ aumenta à medida que o processo avança. Nos primeiros passes a diferença é maior para a liga V, mas que não influencia na fração precipitada visto que a precipitação inicia-se somente no fim do processo. Quando a precipitação se inicia, a diferença $[V_{ss} - V_{eq}]$ é maior para a liga 11V2Nb, isso porque a maior concentração de V na liga V aumenta a solubilidade dos precipitados VN na austenita, e assim mantém elevado o teor de V_{eq} nas temperaturas de precipitação. Da mesma maneira, as frações volumétricas de Nb(C,N) crescem a partir do início da precipitação seguindo uma curva sigmoide, atingindo valores de 0,00006 para as condições 1P e 1C, de 0,00010 para a condição 2P e de 0,00011 para 2C.

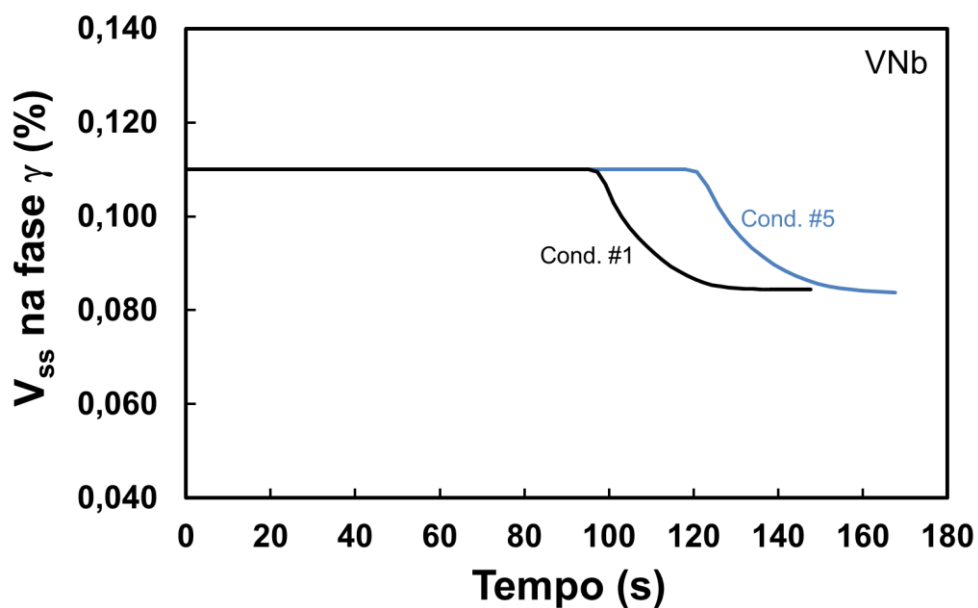


Figura 6.49. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P e 2P.

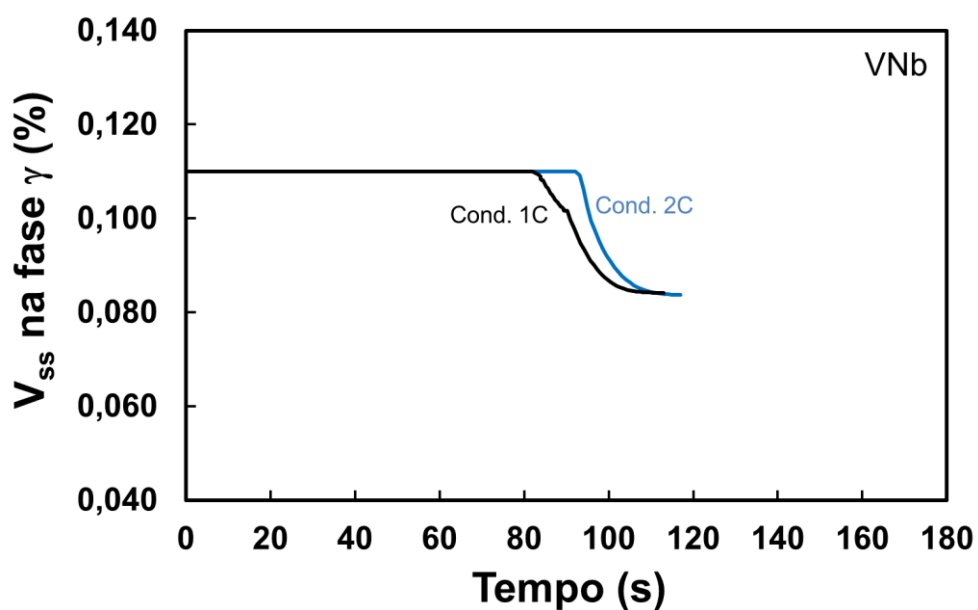


Figura 6.50. Evolução do teor de V em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1C e 2C.

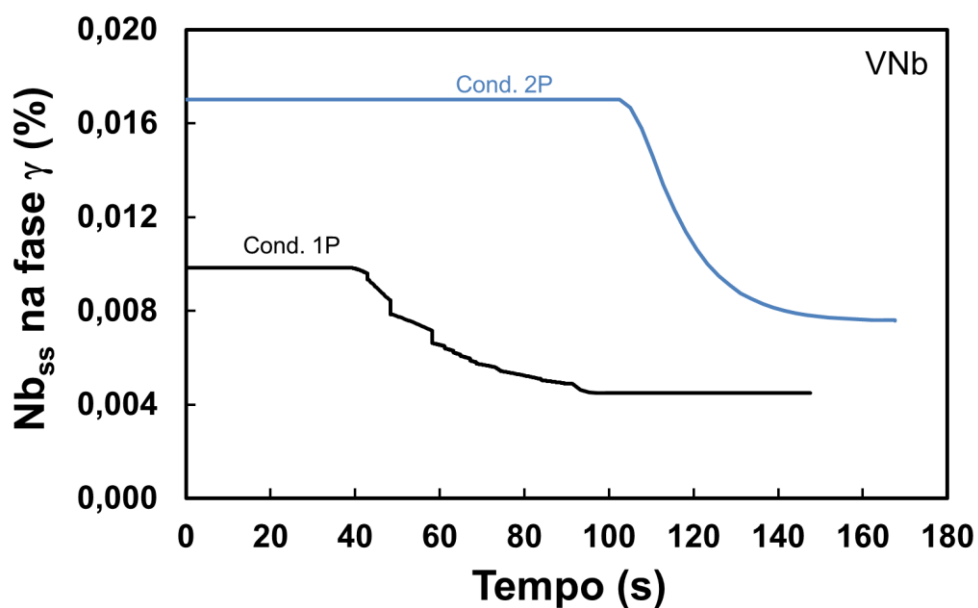


Figura 6.51. Evolução do teor de Nb em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P e 2P.

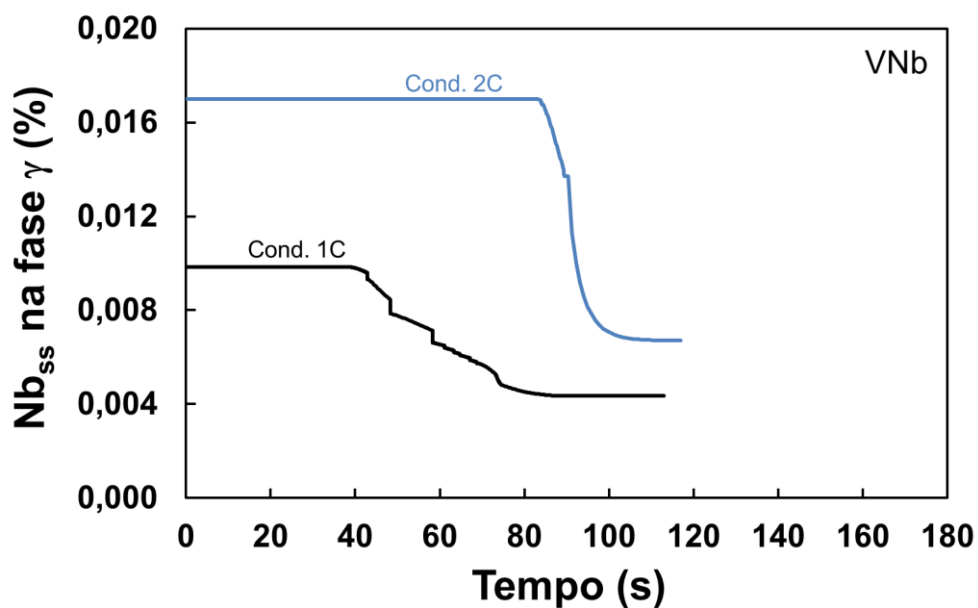


Figura 6.52. Evolução do teor de Nb em solução sólida na austenita ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1C e 2C.

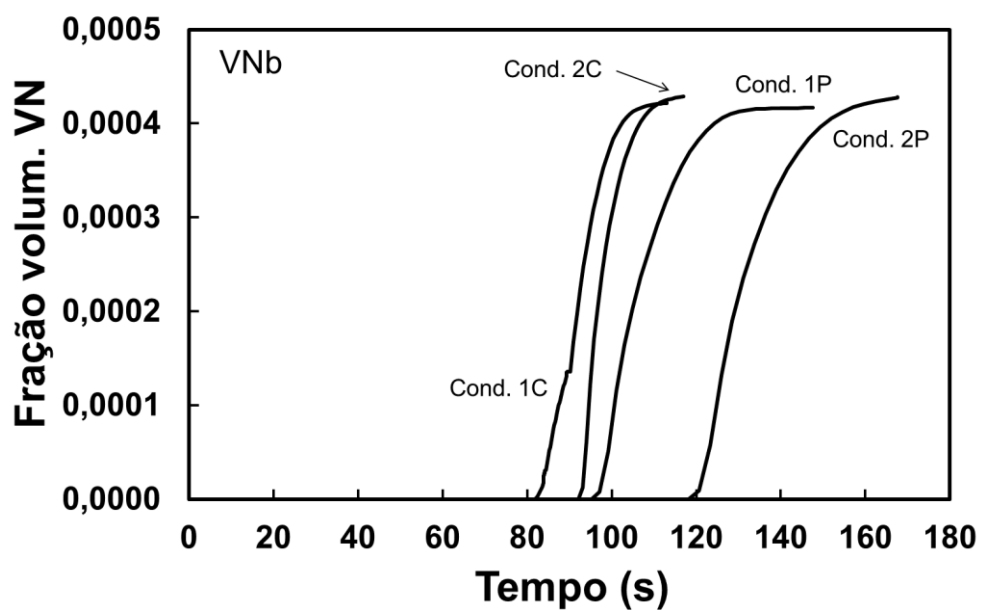


Figura 6.53. Evolução da fração volumétrica de VN ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P, 1C, 2P e 2C.

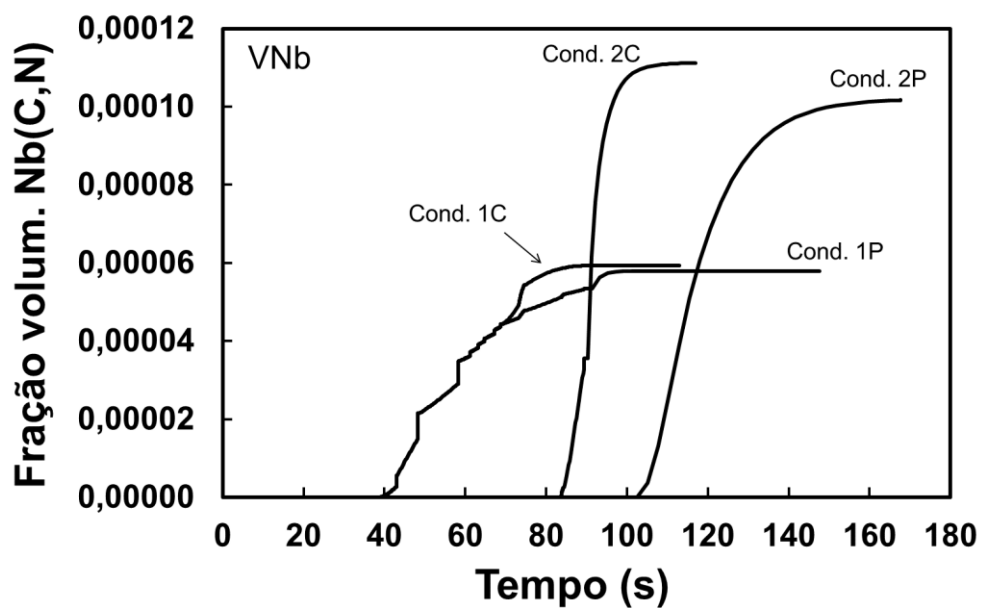


Figura 6.54. Evolução da fração volumétrica de VN ao longo da laminação, calculado pelo modelo matemático para a liga VNb – Condições 1P, 1C, 2P e 2C.

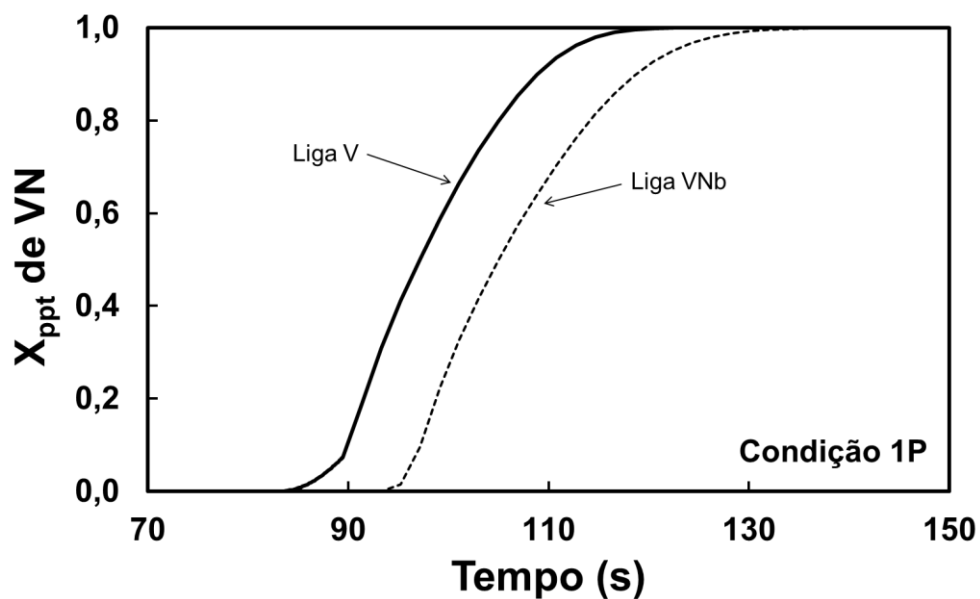


Figura 6.55. Fração precipitada calculada pelo modelo cinético em função do tempo. Ligas V e VNb na condição 1P.

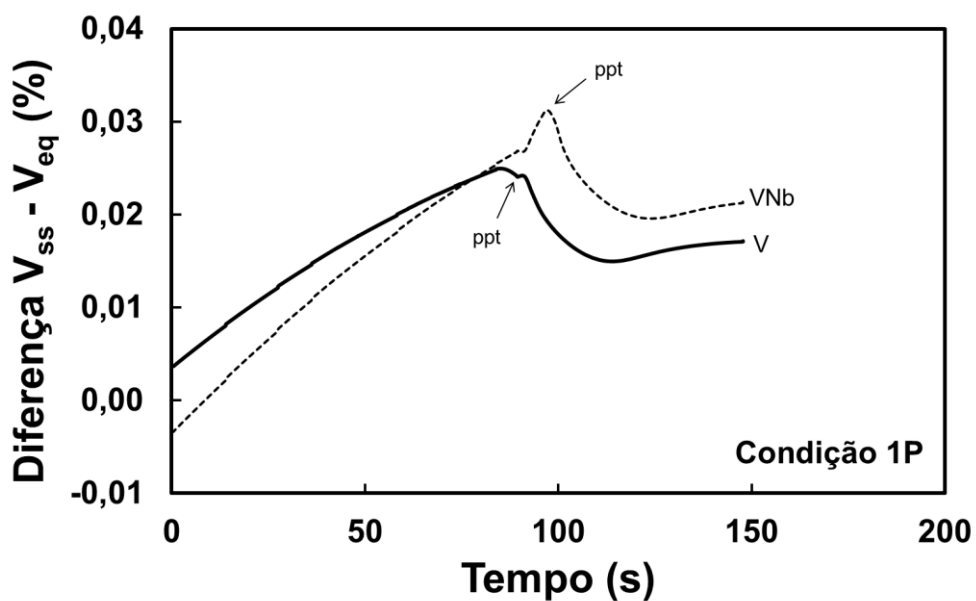


Figura 6.56. Diferença $[V_{ss} - V_{eq}]$ em função do tempo. Ligas V e VNb na condição 1P. As setas indicam o início da precipitação.

6.3.4 Tamanho de grão austenítico

A Tabela 6.2 mostra o TGA das 3 ligas nas condições 1P, 1C, 2P e 2C medido das amostras de torção a quente temperadas após o passe 18, e as Tabelas 6.3 e 6.4 mostram o TGA das 3 ligas nas mesmas condições calculado pelo o modelo matemático para o instante após o passe 18 equivalente ao momento da têmpera no teste de torção (tempo do passe 18 + 3 s), e para a condição final da microestrutura logo antes da transformação de fases. As Figuras 6.57 a 6.60 ilustram na forma de histograma a distribuição de grãos nas condições correspondentes da Tabela 6.2. Comparando os TGAs medidos e calculados logo após o passe 18, nota-se que houve uma boa previsibilidade do modelo para a granulometria da microestrutura, visto que todos os valores calculados ficaram próximos a media e dentro da margem de erro dos valores medidos. Para a liga base, o maior TGA foi observado na condição de maior temperatura de reaquecimento e ausência de resfriamento acelerado nos passes finais (cond. 2P), e o menor TGA foi o da condição oposta, ou seja, menor temperatura de reaquecimento com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18 (cond. 1C). A maior e menor variabilidade também ocorreu nas condições de maior e menor TGA. A variabilidade do tamanho de grão da austenita é uma característica importante, pois tem impacto direto na homogeneidade da microestrutura final bem como nas propriedades mecânicas, por exemplo, ductilidade e tenacidade. Apesar da maior temperatura de reaquecimento, a condição 2C apresenta TGA similar à condição 1P nesse momento do processo, que é justificado pelo resfriamento acelerado nos passes finais utilizado na condição 2C. Até a transformação de fases, o modelo aponta que o TGA tende a crescer mais na condição 1P cuja taxa de resfriamento no Stelmor é a metade da condição 2C. Assim como na liga Base, o TGA maior da liga V ocorreu na condição 2P. As microestruturas mais refinadas foram observadas nas condições 1C e 2C, que também apresentaram menor variabilidade de grãos. A maior variabilidade nessa liga ocorreu na condição 1P. O TGA foi, em todas as condições, menor na liga V em relação à liga Base, principalmente na condição 2C onde a diferença entre os valores, tanto medidos quanto calculados, foi de 15 e 17 μm , respectivamente. Exceto na condição 1P onde a variabilidade foi similar, o desvio padrão foi em média 30 % menor na liga V que na liga Base, que representa um ganho significativo de homogeneidade microestrutural nessa liga microligada. Os crescimentos de grão previstos para a liga V são bem mais

moderados se comparados à liga Base, variando entre + 1 μm (cond. 1C) e + 4 μm (cond. 2P). Os resultados da liga VNb assinalam os impactos da adição de Nb no TGA. Os valores médios de TGA calculados, se comparados aos valores medidos, ficaram em geral subestimados, entretanto dentro dos desvios padrões. A exceção foi a condição 2P onde o valor de TGA calculado foi maior que o medido. Em todas as condições, a liga VNb apresentou TGAs consideravelmente menores que as demais ligas, tanto valores medidos quanto calculados, o que indica a maior robustez proporcionada pela presença de Nb na liga, independentemente das condições de processo aplicadas. Essa robustez também se refletiu nos resultados de variabilidade de TGA, cujos valores foram em média 53 e 37 % menores em relação às ligas Base e V, respectivamente. Apesar das condições 1P, 1C e 2C apresentarem valores calculados de TGA próximos, as medições indicaram que a microestrutura mais refinada pode ser obtida aplicando os parâmetros da condição 2C, que além de apresentar menor média de TGA e menor desvio padrão, também apresentou grãos com morfologia alongada, um indicativo de grãos com elevada densidade de deslocamentos com potencial de atuarem como pontos de nucleação durante a transformação de fases. O crescimento de grãos do último passe até a transformação de fases é também menor em comparação às demais ligas, sendo previsto valor constante de TGA nas condições 1C e 2C, e crescimento de + 1 μm e + 2 μm nas condições 1P e 2P, respectivamente.

Tabela 6.2. Tamanho de grão austenítico medido nas amostras de torção a quente temperadas após o passe 18.

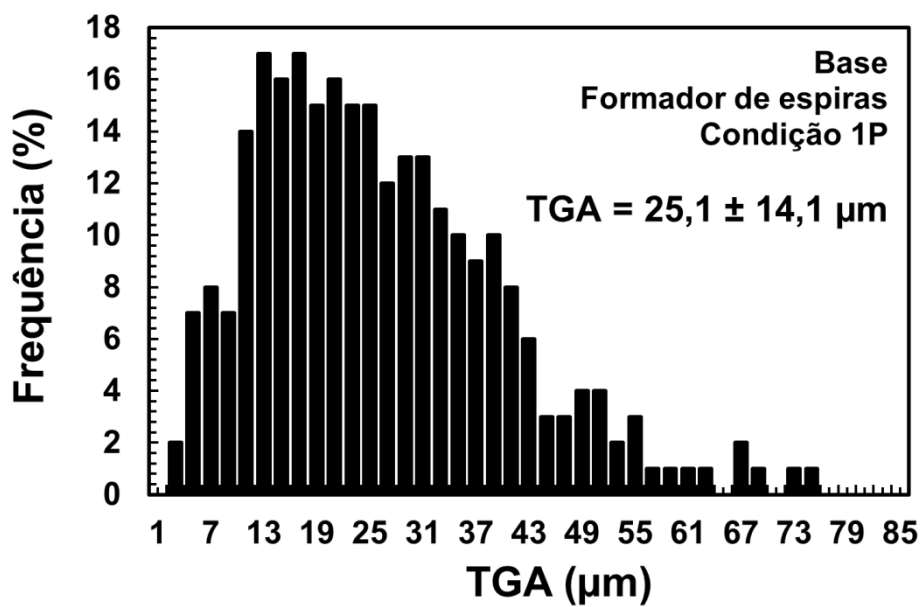
Liga	Tamanho de grão austenítico (torção: após passe 18), μm			
	1P	1C	2P	2C
Base	$25,1 \pm 14,1$	$21,4 \pm 10,8$	$34,1 \pm 16,6$	$26,8 \pm 12,8$
V	$21,5 \pm 14,3$	$11,4 \pm 7,4$	$22,7 \pm 11,4$	$11,7 \pm 8,4$
VNb	$12,1 \pm 7,8$	$8,5 \pm 5,7$	$13,8 \pm 7,9$	$6,2 \pm 4,3$

Tabela 6.3. Tamanho de grão austenítico calculado pelo modelo matemático após o passe 18.

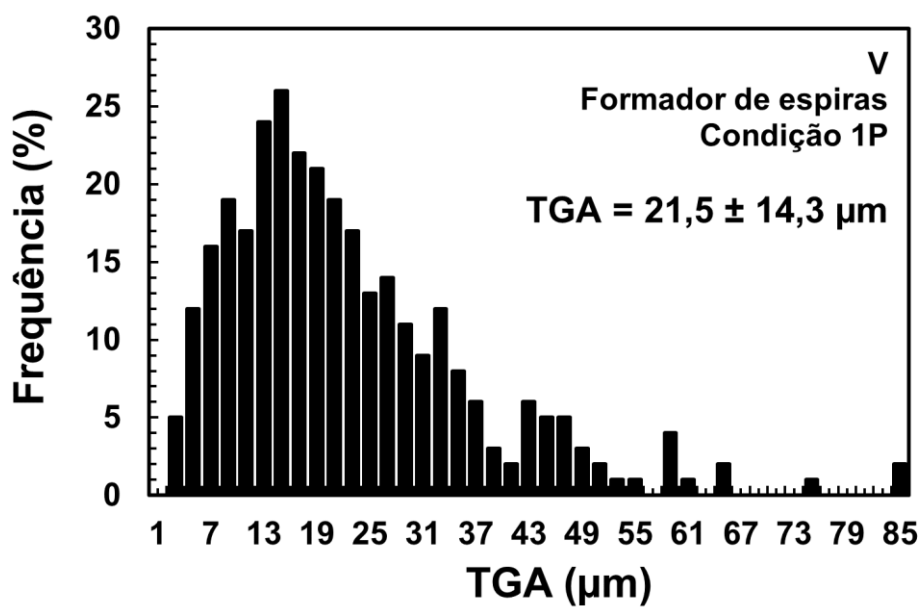
Liga	Tamanho de grão austenítico (modelo: após passe 18), μm			
	1P	1C	2P	2C
Base	30	22	43	28
V	15	9	25	11
VNb	6	5	17	6

Tabela 6.4. Tamanho de grão austenítico calculado pelo modelo matemático logo antes da transformação de fases.

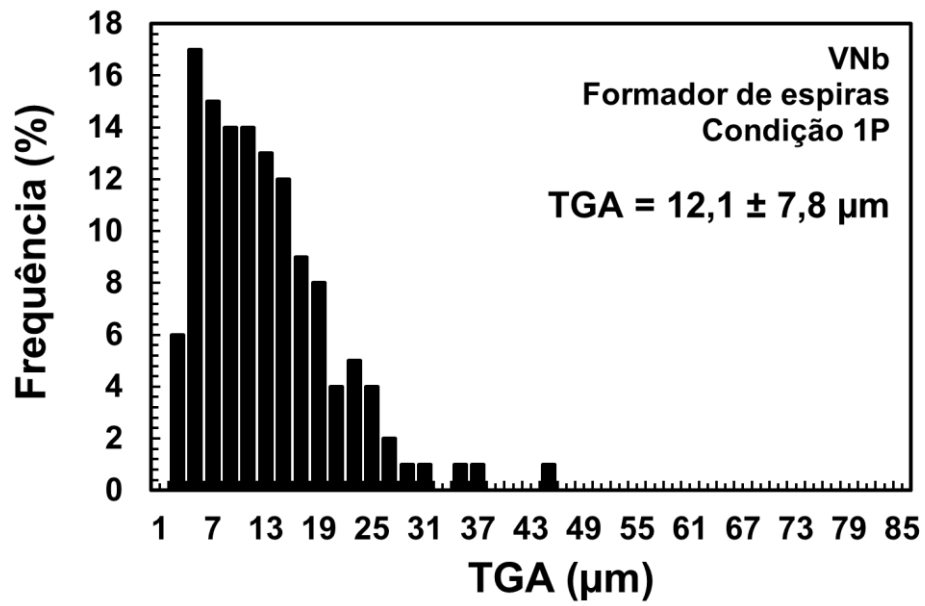
Liga	Tamanho de grão austenítico (modelo: transf. de fases), μm			
	1P	1C	2P	2C
Base	36	25	54	31
V	17	10	29	13
VNb	7	5	19	6



a)

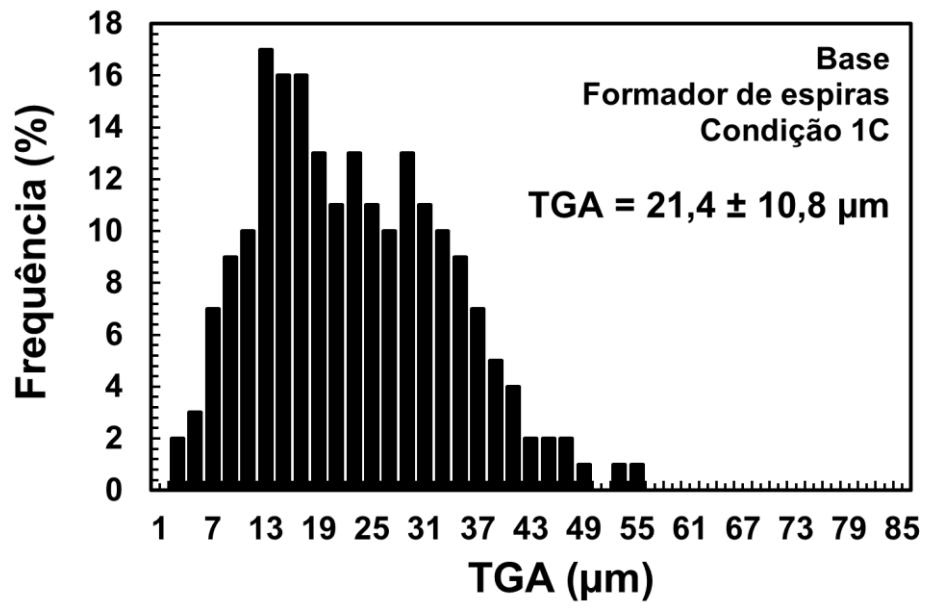


b)

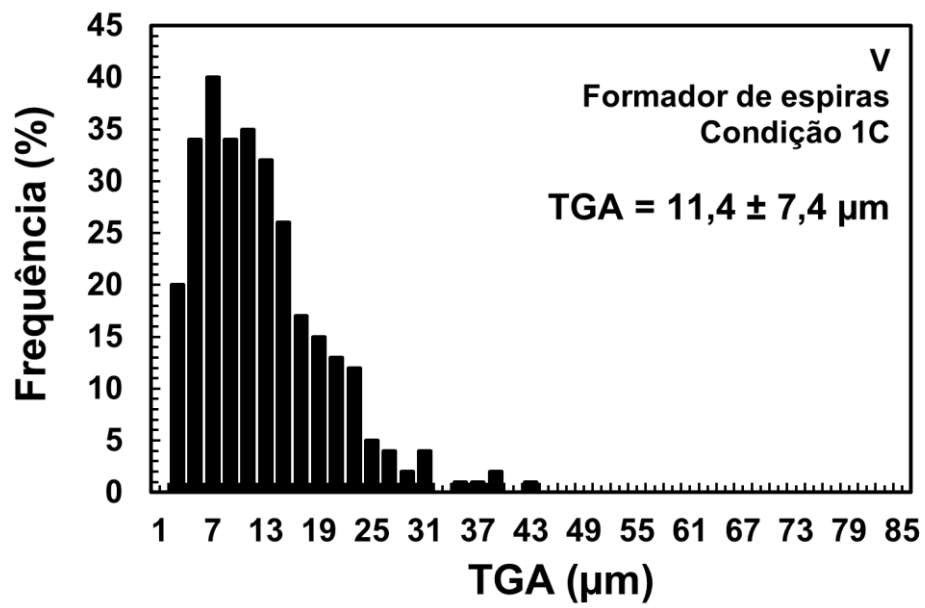


c)

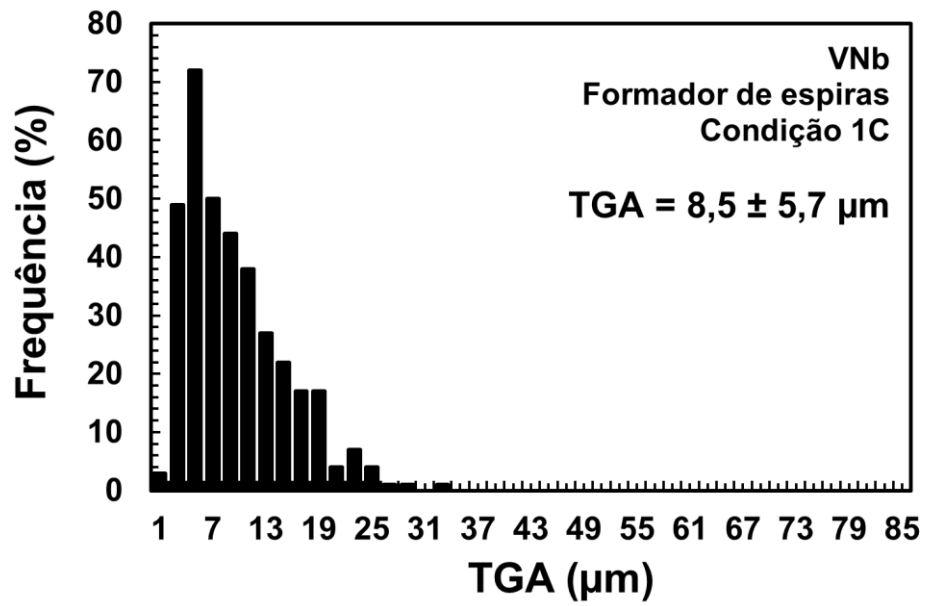
Figura 6.57. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 1P: a) Base, b) V e c) VNb



a)

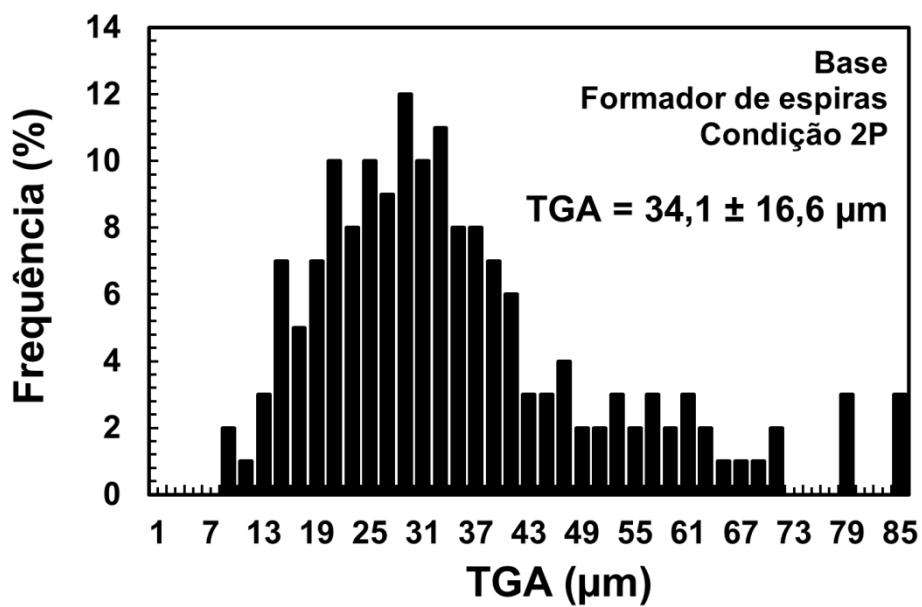


b)

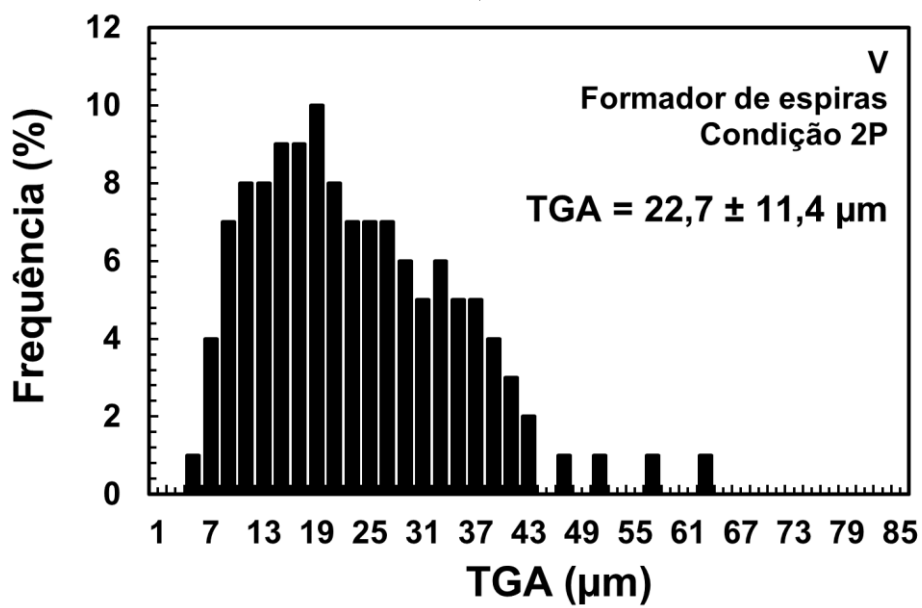


c)

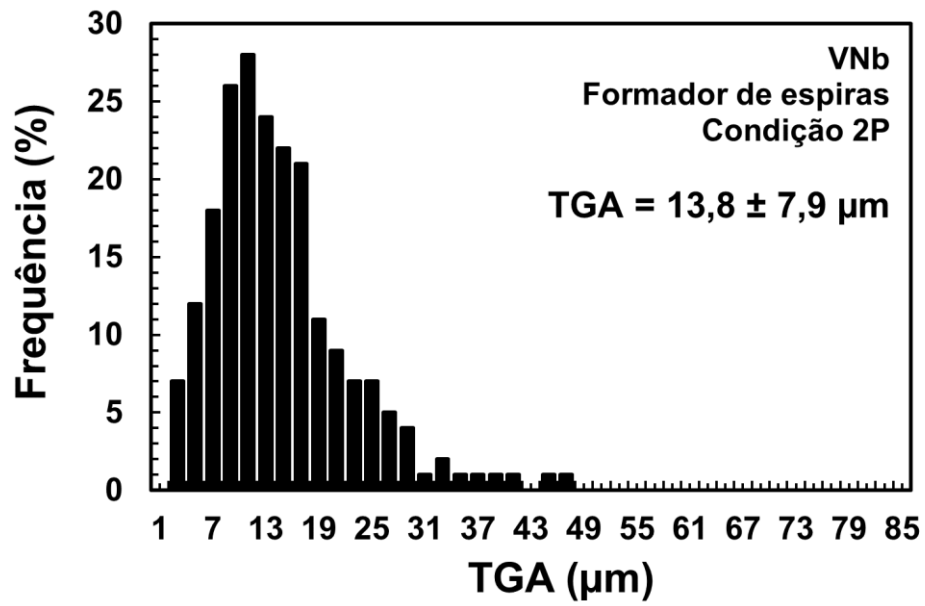
Figura 6.58. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 1C: a) Base, b) V e c) VNb



a)

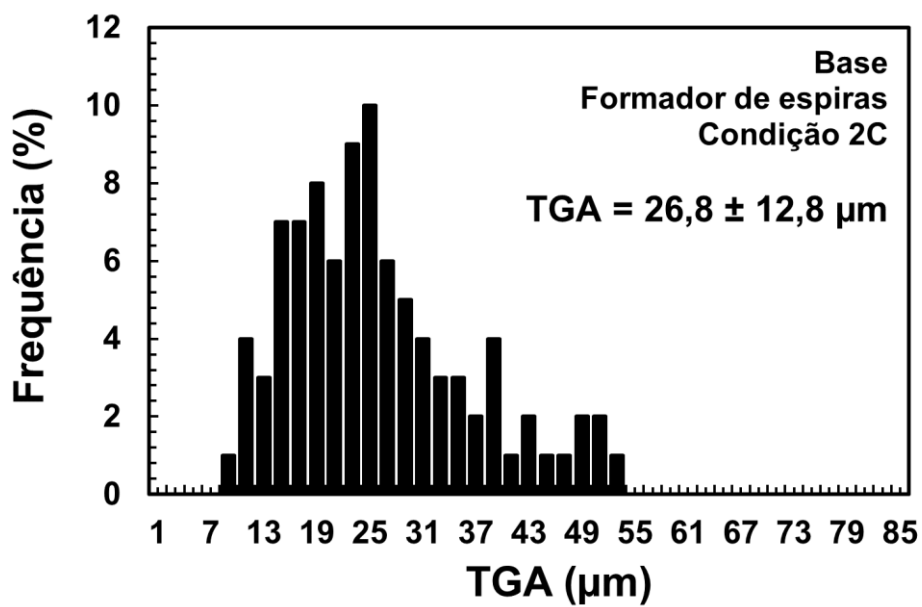


b)

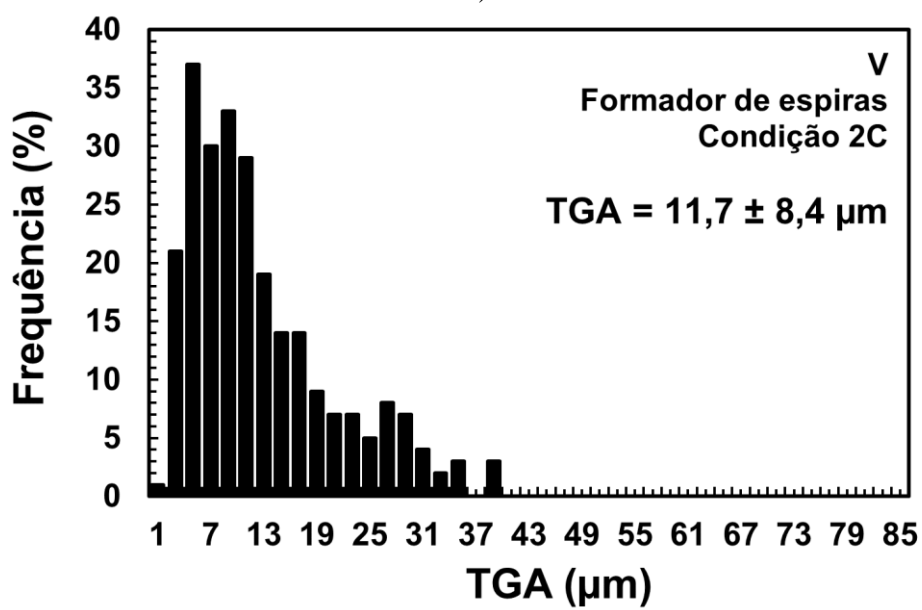


c)

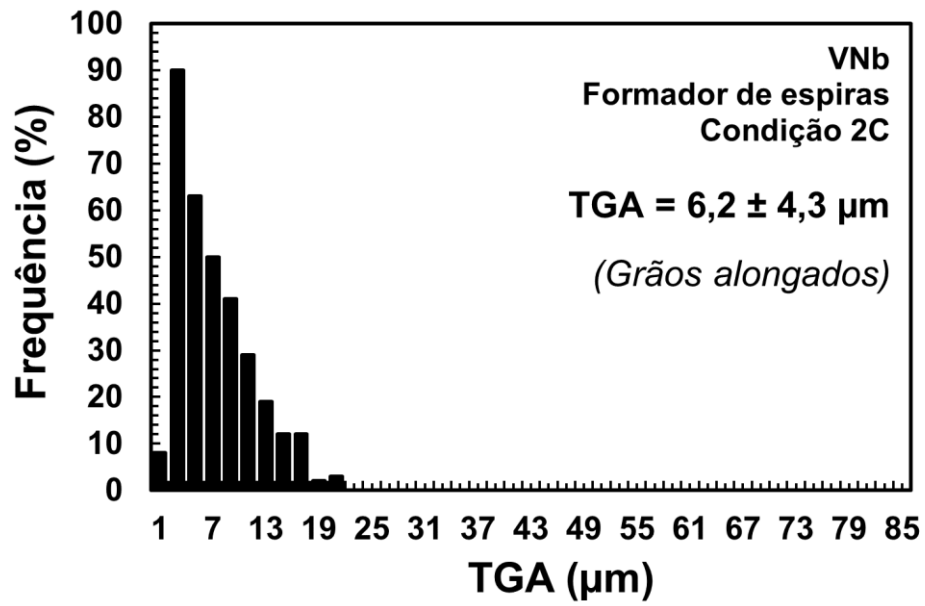
Figura 6.59. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 2P: a) Base, b) V e c) VNb



a)



b)



c)

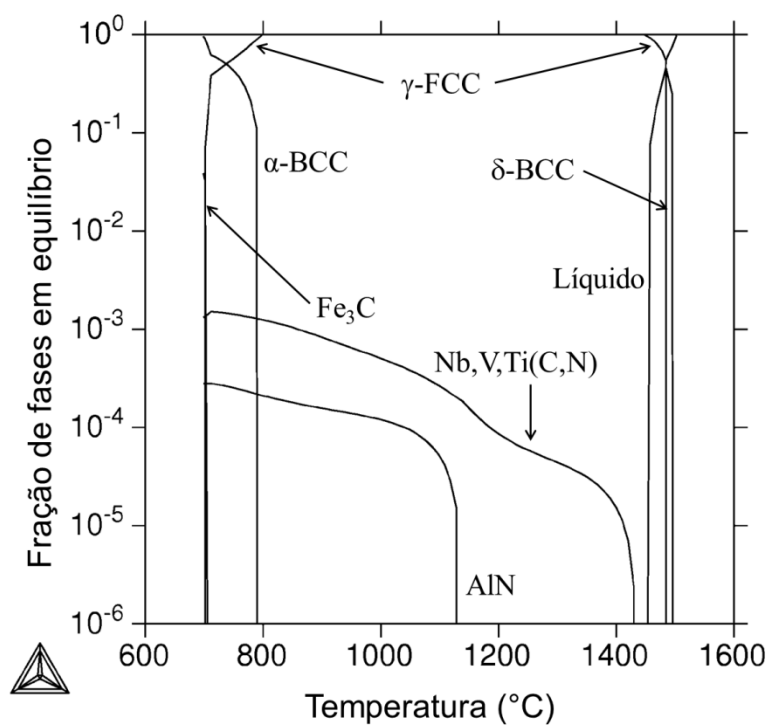
Figura 6.60. Distribuição de tamanho de grãos nas amostras de torção temperadas na posição do formador de espiras, condição 2C: a) Base, b) V e c) VNb

6.4 Solubilização e precipitação

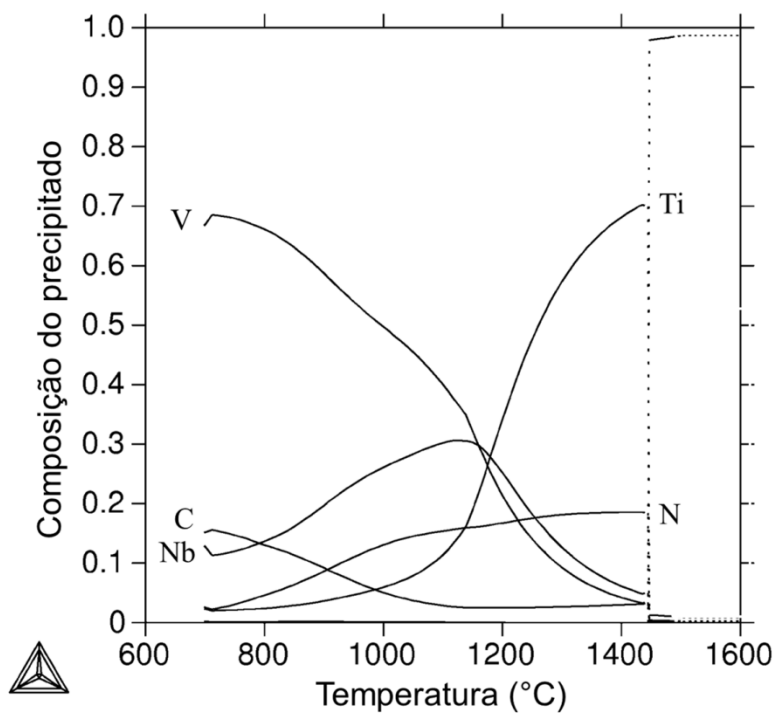
Nesta seção estão apresentados resultados de simulação termodinâmica utilizando software e análises dos precipitados formados em uma amostra de ensaio de torção através de microscopia eletrônica de transmissão.

6.4.1 Análise de segundas fases por termodinâmica computacional

A Figura 6.61a mostra a fração das fases e precipitados presentes na liga VNb em função da temperatura, calculada a partir do Thermocalc[®]. O início da solidificação ocorre a 1503 °C, sendo essa a *T liquidus* da liga. Entre 1520 e 1490 °C as fases presentes são líquido e ferrita δ . Abaixo dessa faixa de temperatura, a austenita é a fase predominante até o início de sua decomposição em ferrita+cementita, que ocorre a 810 °C. O fim da decomposição da austenita ocorre na *T eutetóide* a 720 °C, permanecendo na microestrutura as fases ferrita+cementita até a temperatura ambiente. No resfriamento, a formação de precipitados do tipo AlN é possível para temperaturas abaixo de 1117 °C, e de precipitados do tipo Nb,V,Ti(C,N) abaixo de 1434 °C. Em raciocínio análogo, mas durante o aquecimento, a solubilização completa dos precipitados AlN e Nb,V(C,N) é prevista acima das temperaturas 1117 e 1434 °C, respectivamente. A Figura 6.61b mostra a evolução da composição dos precipitados de Nb,V,Ti(C,N) em função da temperatura. Observa-se que para as temperaturas inferiores no diagrama (<1150 °C) os precipitados são predominantemente do tipo Nb,V(C), tendo como principal característica o aumento da fração de V nas partículas à medida em que a temperatura decresce. Nas temperaturas mais elevadas (>1150 °C) observa-se a diminuição das frações de V, Nb e C em contraste ao aumento das frações de Ti e N, sendo assim os precipitados de TiN predominam a temperaturas mais elevadas.



a)



b)

Figura 6.61. a) Fases e precipitados em equilíbrio termodinâmico da liga utilizada para a fabricação do vergalhão e b) fração dos elementos presentes nos precipitados de Nb, V, Ti(C, N). Valores calculados pelo Thermocalc[®] para a liga VNb.

A temperatura de reaquecimento de aços microligados antes da laminação deve ser definida com objetivo de maximizar a quantidade de elementos microligantes em solução sólida na austenita. Posteriormente, sob condições termodinâmicas e cinéticas favoráveis, os elementos microligantes em solução podem precipitar em forma de partículas finas e dispersar, proporcionando refino de grão e aumento de dureza. A Figura 6.62 apresenta os valores calculados pelo Thermocalc[®] das frações em equilíbrio dos elementos C, N, Nb, V, Ti e Al na fase austenita a 1100 e 1200 °C. Com exceção de C e Ti, os demais elementos apresentaram aumento de teor considerável com o aumento da temperatura. O Ti da liga, apesar de ser residual, permanece na forma de precipitado, visto que não possui força motriz para se dissolver. Termodinamicamente, a 1200 °C, praticamente todo V e Al da liga deveria se encontrar em solução na austenita. Essa temperatura não é suficiente para dissolver todo Nb da liga, porém um percentual considerável deve ser colocado em solução (0,0145 % para um teor nominal na liga de 0,017 %). A dissolução de N acompanha a do Al, uma vez que o N estequiométrico necessário para a estabilização do TiN é muito baixo. Esses valores comparativos fortalecem a importância da definição assertiva da temperatura de solubilização para possibilitar extrair o máximo potencial dos elementos microligantes.

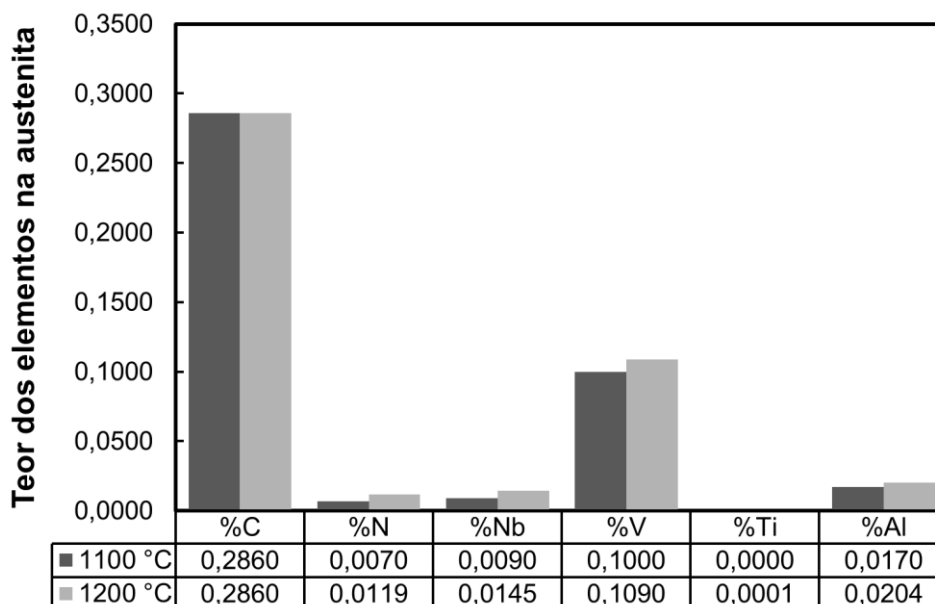


Figura 6.62. Fração em equilíbrio dos elementos C, N, Nb, V, Ti e Al na fase austenita a 1100 e 1200 °C. Valores calculados pelo Thermocalc[®] para a liga VNb.

6.4.2 Análise dos precipitados por microscopia de transmissão

A Figura 6.63 mostra a estrutura morfológica de réplicas extraídas de precipitados de corpos de prova de torção temperados na posição do formador de espiras da condição 2C (microestrutura austenítica panquecada) e analisadas no microscópio de transmissão. Observa-se uma região com presença de finos precipitados induzidos por deformação, contendo essencialmente os elementos Nb ou Nb+V. Estes finos precipitados com tamanho entre 5 e 30 nm podem desempenhar um papel efetivo no refinamento dos grãos e no endurecimento por precipitação (CHEN, et al., 2015). Os precipitados grosseiros de Nb-V-Ti encontrados são provavelmente partículas não dissolvidas (ou parcialmente dissolvidas) durante o reaquecimento antes da deformação. Esses precipitados são relativamente grandes para ter qualquer efeito significativo no retardamento da recristalização da austenita ou para aumentar a resistência da liga (ARETXABALETA, et al., 2014).

As curvas tensão-deformação do teste de torção a quente na condição 2C indicaram recristalização incompleta durante os últimos tempos entre passes, levando ao acúmulo de deformação da austenita nos passes 15 a 18. O atraso no amaciamento é geralmente associado ao efeito de arrasto de soluto devido a presença de Nb e V dissolvidos, ou ao efeito de ancoragem dos contornos gerado por precipitados finos de Nb,V(C,N) formados durante ao longo do processo de conformação (CHEN, et al., 2015). Nas condições onde a temperatura de reaquecimento foi maior (1200 °C) uma quantidade maior de Nb foi colocada em solução sólida estando, portanto, disponível para a precipitação induzida por deformação quando a temperatura nas últimas cadeiras foi reduzida. Uma menor quantidade de Nb em solução sólida pode explicar porque, no caso da condição 1C onde as últimas deformações foram aplicadas em temperaturas ainda mais baixas da condição 2C, não houve acúmulo de deformação e a microestrutura da austenita apareceu completamente recristalizada após o ciclo termomecânico.

Parte do Nb e V dissolvido no forno de reaquecimento pode precipitar durante a deformação, entretanto não ser fino e eficiente do ponto de vista metalúrgico. Isso ocorre quando, por exemplo, o elemento microligante em vez de precipitar na matriz de

austenítica co-precipita num precipitado grosseiro não dissolvido anteriormente. Um exemplo de co-precipitado de Nb em precipitados Nb-V-Ti grosseiros não dissolvidos pode ser visto na Figura 6.64. Este tipo de precipitação é usualmente indesejado, uma vez que consome parte do Nb em precipitados ineficientes e pode ainda aumentar o custo da liga.

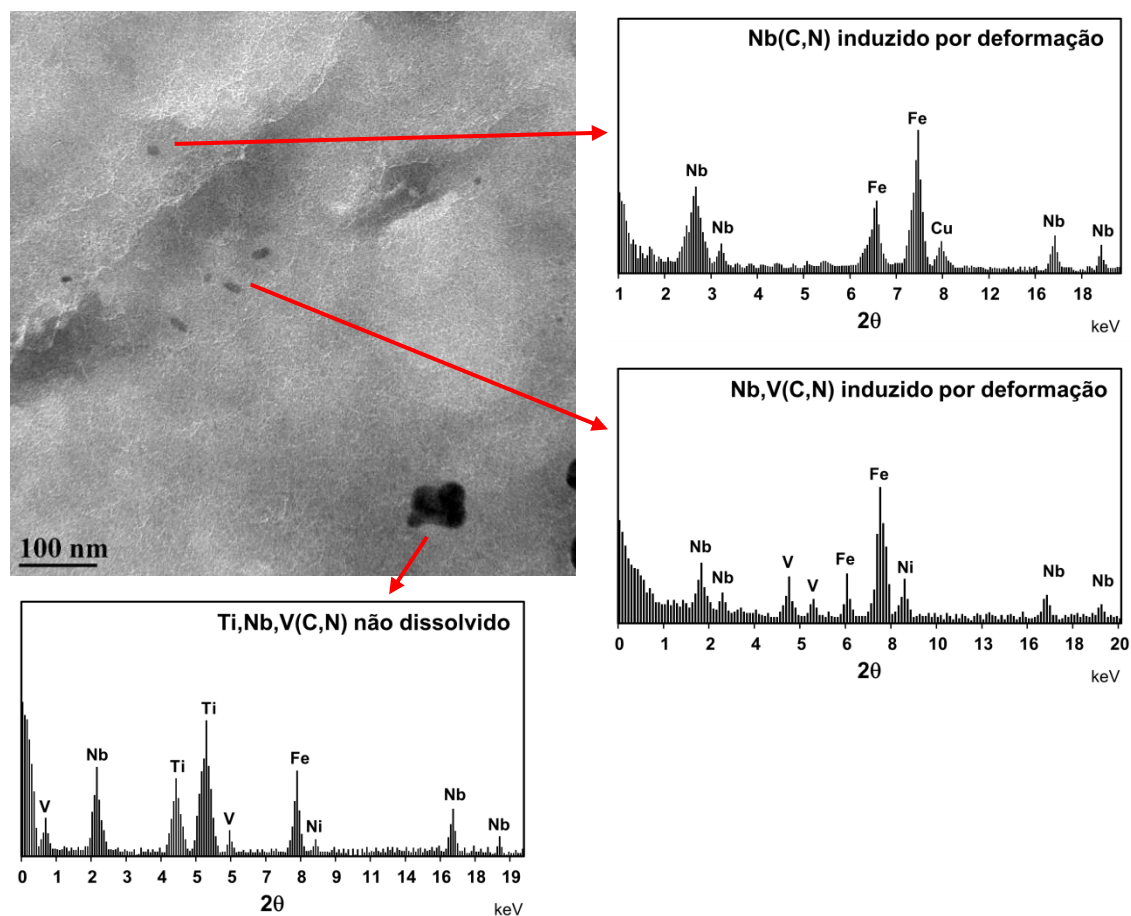


Figura 6.63. Micrografias de MET e espectros de difração de réplicas extraídas de precipitados da amostra de teste de torção temperadas na posição da formação de espiras (condição 2C).

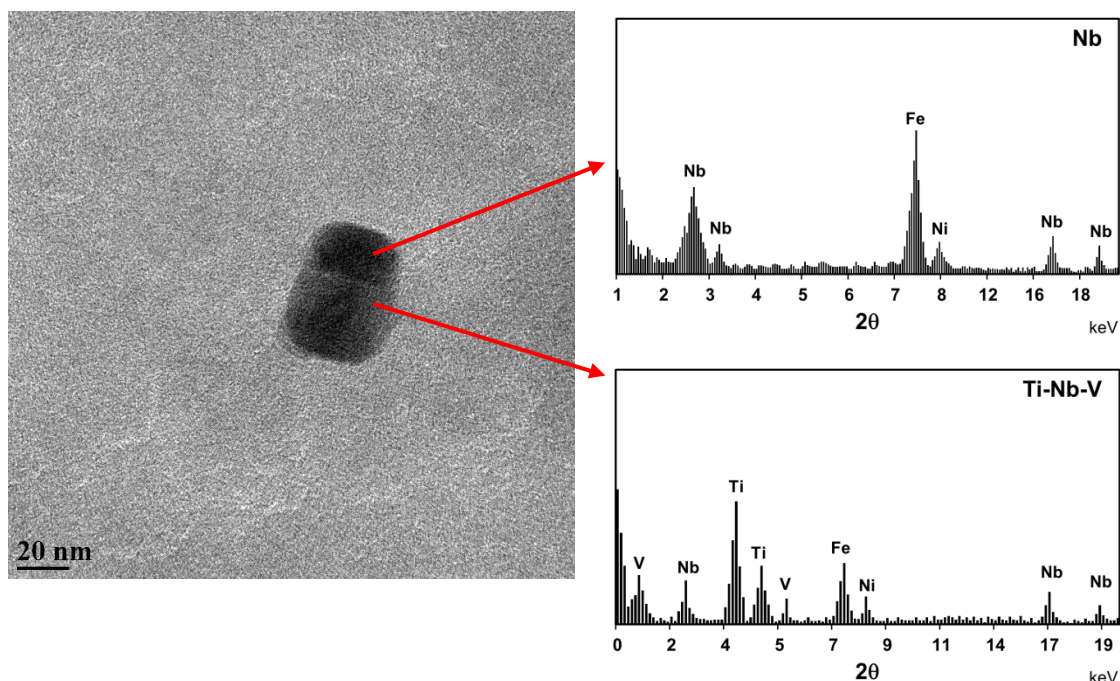


Figura 6.64. Micrografias de MET e espectros de difração do co-precipitado de Nb em precipitados Nb-V-Ti grosseiros não dissolvidos.

A Figura 6.65 descreve a distribuição lognormal dos precipitados não dissolvidos e induzidos por deformação. Como mostra a figura, o tamanho dos precipitados não dissolvidos, com um valor médio de $d = 45 \pm 5$ nm, foi significativamente mais grosso que os precipitados induzidos por deformação, $d = 13 \pm 3$ nm. O tamanho dos precipitados induzidos por deformação encontrados aqui foi semelhante ao encontrado por outros pesquisadores na literatura para este tipo de precipitação. [(YAMAMOTO, OUCHI, & OSUKA, 1981); (KWON, et al., 1991).]

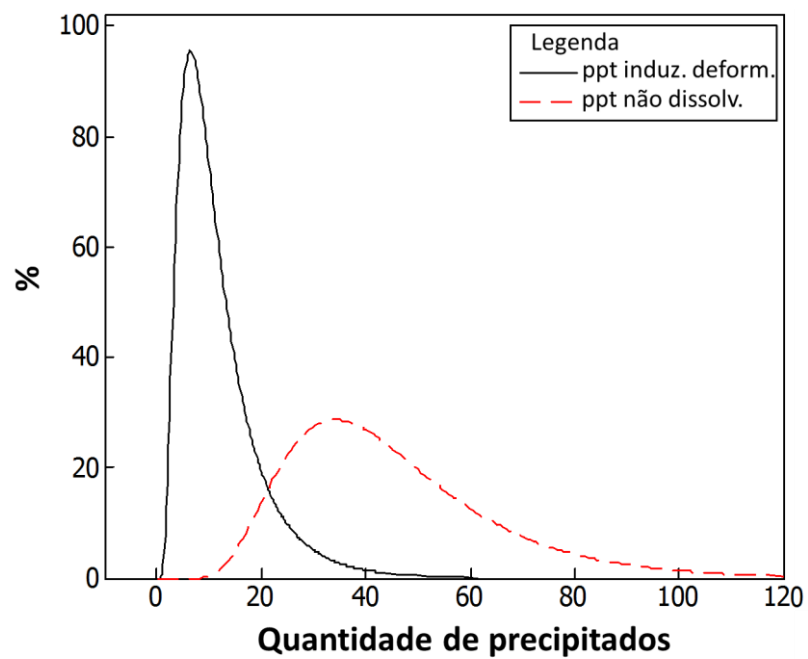


Figura 6.65. Distribuição lognormal de precipitados não dissolvidos e de precipitados induzidos por deformação.

6.5 Previsão de propriedades mecânicas

É bastante comum encontrar nas especificações de aços limites mínimos e máximos de propriedades mecânicas, sendo os principais o limite de escoamento (Re) e limite de resistência (Rm), alongamento (A) e estrição (Z). As propriedades mecânicas podem ser estimadas através de simulações físicas em laboratório utilizando ligas e processos similares aos utilizados em escala industrial. Diante do bom entendimento dos principais fenômenos metalúrgicos que atuam no processamento termomecânico da liga também é possível calcular tais propriedades com boa exatidão, desde que as equações sejam bem definidas e validadas com dados experimentais. Neste trabalho foram utilizados 3 métodos de previsão das propriedades mecânicas: 1) estimadas pelos valores de microdureza após testes de torção a quente; 2) calculadas por equações da literatura e; 3) calculadas por equações de regressão utilizando banco de dados industriais + estimativas de aumento de resistência por precipitação.

6.5.1 Método 1: microdureza após testes de torção a quente

A Tabela 6.5 mostra a microdureza das 3 ligas após as 8 condições de deformação. A liga Base apresentou microdureza entre 204 e 218 HV, sendo que os valores mais baixos foram nas condições 1C e 2C onde a taxa de resfriamento final é mais baixa. As ligas V e VNb apresentaram valores de microdureza superiores, entre 265 e 285 HV. Assim como na liga Base, para essas duas ligas as microdurezas mais baixas foram observadas nas condições 1C e 2C. Entretanto, não foram observadas grandes variações entre as ligas e entre as condições simuladas.

Tabela 6.5. Microdurezas médias das 3 ligas. Medições realizadas nas amostras finais de torção a quente após as 8 condições.

Condição	Microdureza, HV		
	Base	V	VNb
1P	205	275	265
1S	216	279	271
1E	215	282	274
1C	215	281	276
2P	204	272	269
2S	214	276	273
2E	215	282	275
2C	218	282	283

Segundo VANDER VOORT (VANDER VOORT, 1984) a dureza vickers (HV) pode ser relacionada com o limite de escoamento (Re) e limite de resistência (Rm) através das seguintes equações:

$$R_e(MPa) = C_{Re} \times HV \quad \text{Equação 6.13}$$

$$R_m(MPa) = C_{Rm} \times HV \quad \text{Equação 6.14}$$

Onde C_{Re} e C_{Rm} são constantes que dependem dos materiais testados e da geometria da indentador. YADA (1987) e HAN et al. (HAN, et al., 2001) sugeriram valores de C_{Re} e C_{Rm} para aços da ordem de 2,2 MPa/HV e 3,2 MPa/HV, respectivamente, sendo esses valores utilizados para estimar Re e Rm . Os valores de Re e Rm calculados a partir da média das medições de microdureza nas amostras finais de torção das ligas Base, V e VNb estão apresentados nas Tabelas 6.6 a 6.8:

Tabela 6.6. Propriedades mecânicas previstas para a liga Base a partir das medições de microdureza vickers sobre as microestruturas finais de torção.

Propriedades mecânicas - Liga Base								
	1P	1S	1E	1C	2P	2S	2E	2C
Re (MPa)	451	475	473	473	449	471	473	480
Rm (MPa)	656	691	688	688	653	685	688	698

Tabela 6.7. Propriedades mecânicas previstas para a liga V a partir das medições de microdureza vickers sobre as microestruturas finais de torção.

Propriedades mecânicas - Liga V								
	1P	1S	1E	1C	2P	2S	2E	2C
Re (MPa)	605	614	620	618	598	607	620	620
Rm (MPa)	880	893	902	899	870	883	902	902

Tabela 6.8. Propriedades mecânicas previstas para a liga VNb a partir das medições de microdureza vickers sobre as microestruturas finais de torção.

Propriedades mecânicas - Liga VNb								
	1P	1S	1E	1C	2P	2S	2E	2C
Re (MPa)	583	596	603	607	592	601	605	623
Rm (MPa)	848	867	877	883	861	874	880	906

Os valores de R_e para a liga Base variaram entre 451 e 480 MPa, e R_e e R_m variou entre 656 e 698. Os valores médios de R_e e R_m foram de 468 e 681 MPa, respectivamente. Nas ligas V e VNb o R_e variou entre 583 e 623 MPa, e R_m entre 848 e 906 MPa. O método de previsão de propriedades mecânicas via ensaios de microdureza não é muito preciso, mas pode ser utilizado como indicativo de ordem de grandeza dessas propriedades.

6.5.2 Método 2: Equação da literatura

A equação de Hall-Petch pode ser dividida em diversos mecanismos de endurecimento que podem afetar a resistência mecânica (MISRA, et al., 2001). CHEN et al. (CHEN, et al., 2015) consideraram o seguinte modelo para desdobramento das componentes que contribuem para o aumento do limite de escoamento:

$$Re = \sigma_o + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_m + \Delta\sigma_g + \Delta\sigma_p \quad \text{Equação 6.15}$$

Onde σ_o é resistência da estrutura cristalina da ferrita, $\Delta\sigma_{ss}$ é o aumento de resistência por solução sólida, $\Delta\sigma_m$ é o aumento de resistência pela composição da microestrutura, $\Delta\sigma_g$ é o aumento de resistência por refino de grão e $\Delta\sigma_p$ é o aumento de resistência por precipitação.

As componentes $\sigma_o + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_m$ são comumente estimadas em função da composição química, apesar de que a taxa de resfriamento apresente influência significativa em $\Delta\sigma_m$. HODGSON e GIBBS (1992) propuseram equações empíricas para estimar o limite de escoamento (Re) e o limite de resistência mecânica (Rm) em aços baixo teor de carbono, que levam em consideração a composição química, o tamanho de grão ferrítico e o aumento de resistência por precipitação:

$$Re = (63 + 26[Mn] + 60[Si] + 759[P] + 213[Cu] + 3286[N]) + 19,7d_\alpha^{-0,5} + \Delta\sigma_p \quad \text{Equação 6.16}$$

$$Rm = (165 + 635[C] + 54[Mn] + 100[Si] + 652[P] + 473[Ni] + 3340[N]) + 11d_\alpha^{-0,5} + \Delta\sigma_p \quad \text{Equação 6.17}$$

Onde Mn, C, Si, P, Cu e Ni são dados em percentagem em peso (%), N que é dado pela percentagem em peso do N livre, d_α é o tamanho de grão ferrítico em milímetros, e $\Delta\sigma_p$ é o endurecimento por precipitação em MPa. Para aços microligados ao nióbio a contribuição do endurecimento por precipitação pode ser calculada por (HODGSON, et al., 1992):

$$\Delta\sigma_{p[Nb(C,N)]} = 2500[Nb] \quad \text{Equação 6.18}$$

Onde o Nb é dado em percentagem em peso, considerando a quantidade total desse elemento disponível para formar precipitados finos que possam restringir o movimento das deslocções. Para aços microligados ao V, o aumento de resistência por precipitação de VN é estimado pela seguinte expressão (HODGSON, et al., 1992):

$$\Delta\sigma_{p[VN]} = 57\text{Log}(\dot{T}) + 700[V] + 7800[N] + 19 \quad \text{Equação 6.19}$$

Onde V é a concentração de vanádio disponível para precipitação e \dot{T} a taxa de resfriamento final.

As Tabelas 6.9 a 6.11 apresentam os valores calculados de Re e Rm para as 8 condições das 3 ligas. Para a liga Base o Re variou entre 272 MPa na condição 2P e 313 MPa na condição 1C. Nessas mesmas condições foram observadas os valores mínimos e máximos de Rm , 555 e 578 MPa, respectivamente. Os menores valores de Re/Rm nas ligas V e VNb foram encontrados na condição 2P, 573/813 e 570/812 MPa respectivamente. Os valores máximos de Re/Rm nas ligas microligadas foram calculadas para as condições 1C e 2C. Na liga V os valores máximos de Re/Rm foram de 649/863 MPa para a condição 1C e 646/859 MPa para a condição 2C. Na liga VNb os valores máximos de Re/Rm foram de 650/861 MPa para a condição 1C e 649/863 MPa para a condição 2C. A característica em comum entre as condições 1C e 2C é o resfriamento acelerado entre os passes 13-18, logo esse se torna um importante parâmetro para monitoramento na definição dos parâmetros finais para a laminação industrial.

Tabela 6.9. Propriedades mecânicas previstas para a liga Base pelas equações de Hodgson e Gibbs.

Propriedades mecânicas - Liga Base								
	1P	1S	1E	1C	2P	2S	2E	2C
Re (MPa)	289	297	297	313	272	279	279	302
Rm (MPa)	565	569	569	578	555	559	559	572

Tabela 6.10. Propriedades mecânicas previstas para a liga V pelas equações de Hodgson e Gibbs.

Propriedades mecânicas - Liga V								
	1P	1S	1E	1C	2P	2S	2E	2C
Re (MPa)	600	627	627	649	573	605	605	646
Rm (MPa)	828	850	850	863	813	841	841	859

Tabela 6.11. Propriedades mecânicas previstas para a liga VNb pelas equações de Hodgson e Gibbs.

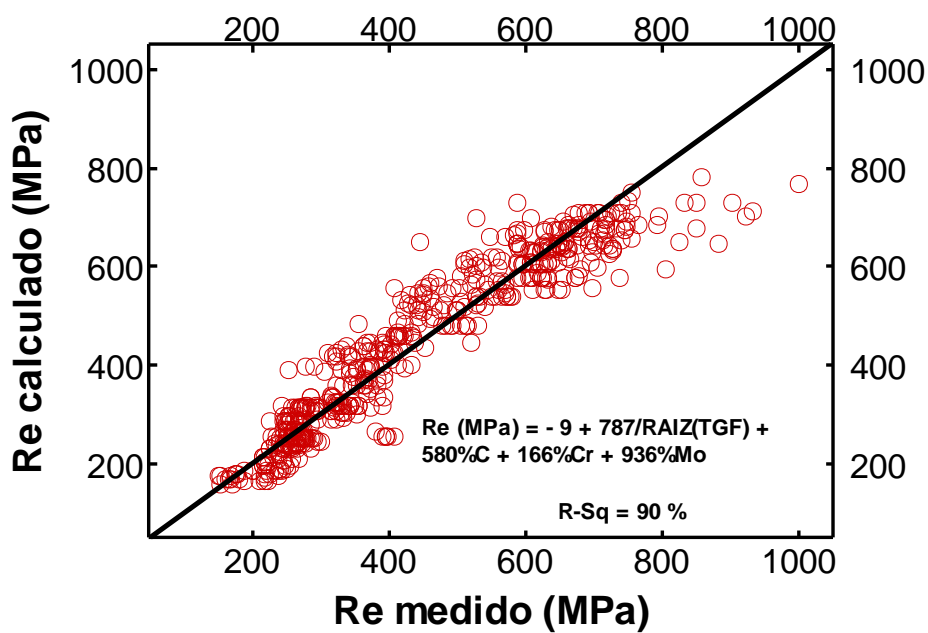
Propriedades mecânicas - Liga VNb								
	1P	1S	1E	1C	2P	2S	2E	2C
Re (MPa)	614	641	641	650	570	599	599	649
Rm (MPa)	835	856	856	861	812	831	831	863

6.5.3 Método 3: Regressão linear + $\Delta\sigma_p$ em função de f_γ e d_{ppt}

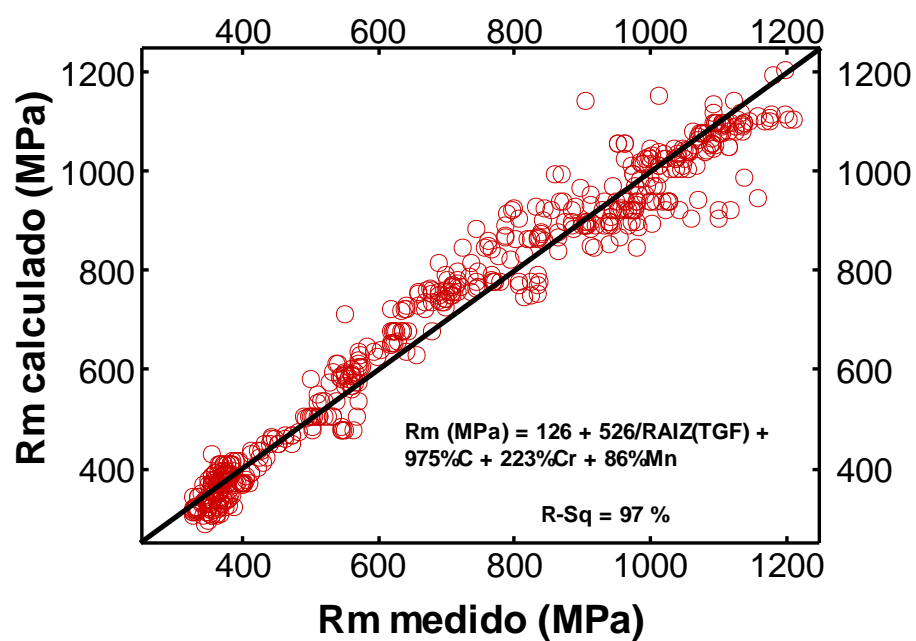
As propriedades mecânicas limite de escoamento (Re) e limite de resistência (Rm), alongamento (A) e estrição (Z) foram modelados neste trabalho através de regressão linear. Os dados dessas propriedades foram obtidos a partir de ensaios de tração de mais de 700 corridas industriais de aços carbono e baixa liga. Os dados foram analisados estatisticamente usando o software Minitab® e uma regressão multi-variável foi obtida para cada uma dessas propriedades. Para cada variável de resposta (Re, Rm, A e Z) o efeito da variável preditora estatisticamente significativa foi realizado usando um critério de p-valor menor que 0,01, e o modelo final ajustado foi avaliado pelo valor de R-quadrado como mostram as Figuras 6.66 a 6.67. Os modelos de regressão aqui propostos para as quatro variáveis apresentaram resultados de ajuste satisfatórios, com valores de R-quadrado acima de 85 %. Isso é notável considerando a dispersão usual inerente aos dados industriais.

Em relação à resistência, a raiz quadrada do tamanho de grão ferrítico (TGF) e as porcentagens ponderadas de C, Mn, Cr e Mo foram estatisticamente significativas para Re e Rm . Por outro lado, a raiz quadrada do TGF não foi considerada significativa para as variáveis de ductilidade. Enquanto para a resistência o aumento de C aumentou Re e Rm , para ductilidade o aumento de C diminuiu A e Z . Como o C, um aumento no Mo também diminuiu A e Z . Outros elementos considerados na equação de A foram Cr, Mn, Al e Ti. No caso dos valores de Z , os aumentos de C, Mn, Cr, Al e Mo levaram a uma redução na ductilidade.

Assim, as equações de regressão obtidas contemplam os valores de $\sigma_o + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_m + \Delta\sigma_g$, sendo necessário acrescentar o efeito de $\Delta\sigma_p$ às equações de Re e Rm para aços microligados.

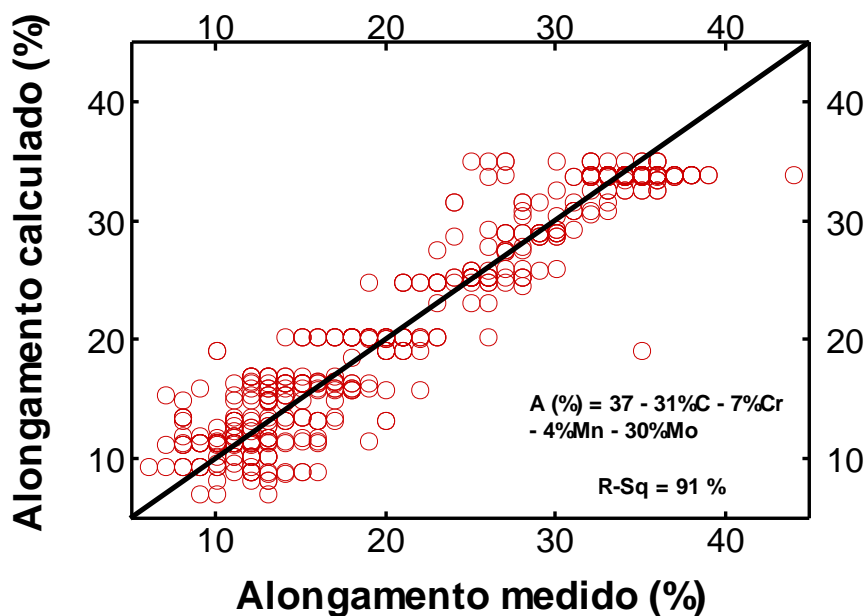


a)

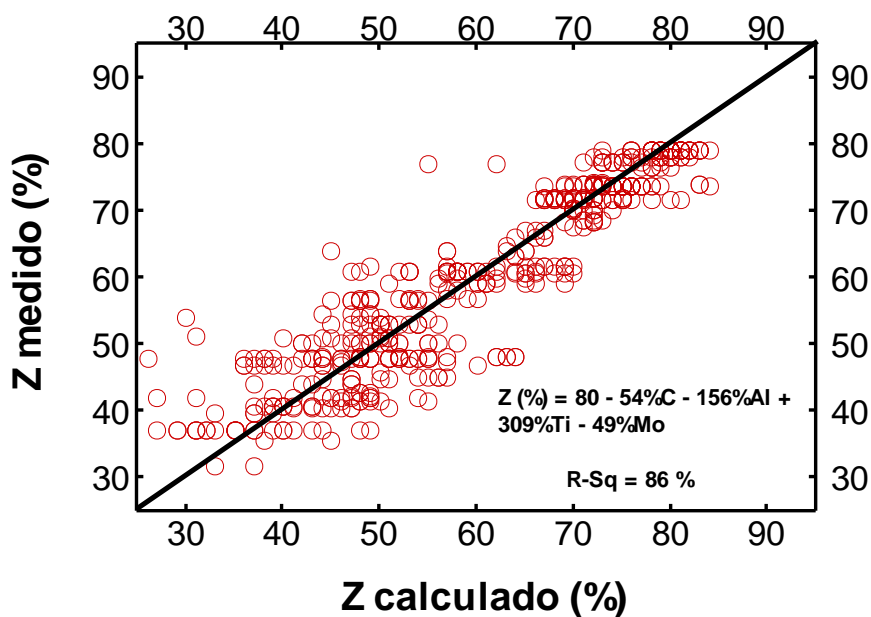


b)

Figura 6.66. Valores medidos e previstos de propriedades mecânicas para aços carbono e baixa liga: a) limite de escoamento e b) limite de resistência mecânica.



c)



d)

Figura 6.67. Valores medidos e previstos de propriedades mecânicas para aços carbono e baixa liga: a) alongamento total e b) estricção.

O método proposto por LAPOINTE et al. (1982) e modificado por GALLEG0 (2003) estima o efeito global do endurecimento por precipitação ($\Delta\sigma_p$). Levando em consideração que não ocorra precipitação significativa na ferrita, as componentes da

precipitação que ocorre na fase austenita ($\Delta\sigma_{ppt_\gamma}$) e na interfase γ/α ($\Delta\sigma_{ppt_{IF}}$) podem ser calculadas da seguinte forma:

$$\Delta\sigma_p = \sqrt{\Delta\sigma_{ppt_\gamma}^2 + \Delta\sigma_{ppt_{IF}}^2} \quad \text{Equação 6.20}$$

Onde os valores de $\Delta\sigma_{ppt_\gamma}$ e $\Delta\sigma_{ppt_{IF}}$ podem ser calculados pelo modelo proposto por Orowan-Ashby e adequado para aços microligados com presença de finas partículas por GLADMAN (1997), cuja fórmula tem apresentado resultados bastante satisfatórios em diversos trabalhos apresentados na literatura [(MORALES, et al., 2013) (KESTENBACH, et al., 2006), (SOBRAL, 2004), (CAMPOS, et al., 2001), (KESTENBACH, et al., 2001)]:

$$\Delta\sigma_p = \sqrt{\left(9 \frac{\sqrt{f_\gamma}}{d_{ppt_\gamma}} \ln(1640d_{ppt_\gamma})\right)^2 + \left(9 \frac{\sqrt{f_{IF}}}{d_{ppt_{IF}}} \ln(1640d_{ppt_{IF}})\right)^2} \quad \text{Equação 6.21}$$

Onde f_γ e d_{ppt_γ} são a fração volumétrica precipitada e o tamanho médio dos precipitados na austenita, e f_{IF} e $d_{ppt_{IF}}$ a fração volumétrica precipitada e o tamanho médio dos precipitados na interfase.

Considerando os valores de fração volumétrica de precipitados calculados pelo modelo metamático para cada liga e condição (seções 6.4.2 e 6.4.3), e o tamanho médio de precipitado igual a 13 nm medido na microscopia de transmissão (seção 6.5.2), os valores de endurecimento por precipitação foram calculados e, no caso das ligas V e VNb, somados às previsões de resistência mecânicas previstas pelas equações de regressão.

As Tabelas 6.12, 6.13 e 6.14 mostram as propriedades mecânicas Re , Rm , A e Z calculadas a partir das equações supracitadas. Em relação à ductilidade, o modelo prevê para a liga Base um alongamento ligeiramente superior às ligas microligadas, 23 e 22 % respectivamente. Em contrapartida, a estrição prevista para as ligas microligadas é um pouco superior à liga base, que pode ser atribuído ao menor teor de carbono dessas

ligas. Os índices de ductilidade são importantes, pois impactam diretamente na processabilidade, na propensão a defeitos, na tenacidade e na vida em fadiga das peças fabricadas. No caso das ligas microligadas a estrição foi maior que 60 %, e os valores previstos não variaram com a condição de processamento, pois dependem unicamente da composição química.

Na liga Base os valores de Re mínimo/máximo foram de 397/450 MPa, e os Rm mínimo/máximo foram de 668/704 MPa. Na liga V os valores de Re e Rm sobem consideravelmente em relação à liga de referência, com valores mínimos/máximos de 540/614 MPa e 802/850 MPa, respectivamente. As previsões de resistência para a liga VNb são um pouco mais superiores em relação à liga V, com valores de Re e Rm mínimos/máximos de 583/665 MPa e 839/892 MPa, respectivamente.

Os resultados de previsão de propriedades mecânicas apresentados nesse capítulo serão posteriormente comparados com as propriedades mecânicas obtidas na linha industrial em produtos no estado laminado.

6.6 Validação industrial

A partir das aproximações realizadas nos ensaios de torção a quente, dilatometria e modelagem matemática foram definidas duas linhas de produtos para que fossem realizadas laminações experimentais em escala industrial.

6.6.1 Especificações dos produtos

A primeira linha se refere a produtos de aplicação estrutural, onde o aço é aplicado diretamente no estado laminado. Para essa aplicação o principal requisito para o produto é a resistência mecânica, medida através de Re e Rm . Em certas aplicações mais críticas, tais como estruturas que exigem resistência a abalos sísmicos, as especificações solicitam níveis mais elevados de ductilidade que as condições padrão, normalmente especificadas através do alongamento percentual e da razão elástica (Rm/Re). Visto que esse tipo de aço estrutural não sofre deformações significativas da laminação a quente até a aplicação final, as tolerâncias microestruturais para presença de constituintes de alta dureza são maiores. Todavia, a maioria das especificações de aços estruturais exige boa soldabilidade, que é usualmente definida pelo carbono equivalente (C_{eq}). Algumas especificações mais exigentes atualmente para esses produtos são as normas ASTM A615–16 (*Deformed and Plain Carbon-Steel Bars for Concrete Reinforcement*) e ASTM A706–16 (*Deformed and Plain Low-Alloy Steel Bars for Concrete Reinforcement*), e nacionalmente a norma ABNT NBR 7480 (*Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado*) [(ASTM A615 / A615M, 2003), (ASTM A706 / A706M, 2009), (ABNT_NBR_7480, 2007)].

A segunda linha está relacionada a produtos que serão submetidos à trefilação seguida de estampagem ou forjamento a frio. Para esse nicho de produtos o principal objetivo é de produzir novas ligas que após as etapas de conformação a frio atendam plenamente às características exigidas para aços que atualmente são fabricados por processo de têmpera e revenimento. Como consequência espera-se poder reduzir *lead time*, eliminar o empeno pós-têmpera e processo de desempenho, e eliminar etapas de tratamento térmico com potencial de redução de custo final da peça de até 20 %. Algumas normas

que especificam produtos para essas aplicações, que tradicionalmente exigem que o produto final contenha microestrutura composta de martensita revenida, estão se adequando para permitir o uso aços microligados como alternativa. Por exemplo, como alternativa à norma ISO 898-1:2013 (*Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel*) que especifica que aços para fixadores classe 8.8 ou superior devem ser temperado e revenidos (ISO_898, 2013), a norma EN 10267:1999 (*Ferritic-pearlitic engineering steels for precipitation hardening from hot-working temperatures*) define especificações de aços onde a resistência mecânica é obtida por precipitação de microelementos (EN-10267, 1999). Da mesma forma, a Portaria do INMETRO n.º 247, de 03 de maio de 2013, que regulamenta os requisitos técnicos que devem ser atendidos em peças do sistema de direção de automóveis, permite que o processo de fabricação seja: a) temperado e revenido ou; b) processo de fabricação específico que garanta o critério de resistência mecânica. Para essa segunda linha de produtos, a processabilidade do aço até o produto final é importante, e dessa forma a ductilidade da liga deve ser satisfatória e a microestrutura controlada para que tenha uma boa homogeneidade e ausência de fases que possam afetar a conformabilidade. Para garantir a processabilidade em processos subsequentes, a norma EN 10267:1999 sugere que a dureza máxima do aço no estado laminado não exceda a 255 HB ($R_m < 850$ MPa)

As especificações dessas duas linhas de produtos estão apresentadas nas Tabelas 6.15 e 6.16.

Tabela 6.15. Especificações de aços para aplicação estrutural (estado laminado)*:

Norma	Grau	Re (MPa)	Rm (MPa)	Rm/Re	Au (%)	C _{eq} * (%)
ASTM A615	60	> 420	> 620	-	> 7	-
ASTM A616	80	> 550	> 725	-	> 7	-
ASTM A706	60	420 - 540	> 550	> 1,25	> 14	0,55 máx.
ASTM A706	80	550 - 675	> 690	> 1,25	> 12	0,55 máx.

* Especificação de propriedades mecânicas para diâmetros entre 10 e 20 mm.

** C_{eq} calculado pela seguinte fórmula:

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{50} + \frac{V}{10}$$

Composição química:

ASTM A615

Elem. **Máx. (%)**
P 0,06

ASTM A706

Elem. **Máx. (%)**
C 0,30
Mn 1,50
Si 0,50
S 0,045
P 0,035

Tabela 6.16. Especificações objetivadas de aços microligados utilizados na conformação a frio no produto final*:

Norma ref.	Classe	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	Z (%)	Tenacidade a 25°C (J)	TG	Microest.
ISO 898-1	8.8	> 640	> 800	> 12	> 35	30	> ASTM 6	Ferrita/Perlita Mart. + Bain. < 5 %
ISO 898-1	9.8	> 720	> 900	> 10	> 35	25	> ASTM 6	Ferrita/Perlita Mart. + Bain. < 5 %
ISO 898-1	10.9	> 900	> 1000	> 9	> 35	20	> ASTM 6	Ferrita/Perlita Mart. + Bain. < 5 %

* Graus de aços aplicáveis a esses produtos, conforme EN 10267:1999: 19MnVS6, 30MnVS6 e 38MnVS6. A Norma possibilita que nessas ligas parte do V possa ser substituído por Nb.

6.6.2 Laminação direta para aplicação estrutural

O carbono, por suas características de átomo intersticial e pelos constituintes que forma, é usualmente o elemento mais utilizado para aumento de resistência em ligas de aço

(DAROIT, 2012). Entretanto, a maioria das especificações atuais de aços estruturais exige que um valor de carbono equivalente máximo para que as propriedades de soldabilidade sejam garantidas, normalmente $C_{eq} < 0,55\%$ (WRIGHT, 2013). Essa tem sido uma adequação importante nas especificações de aços estruturais utilizados na construção civil, pois garantem que as emendas de solda apresentem as mesmas características da matéria-prima utilizada, e dessa forma não comprometem a estabilidade da estrutura [(ABNT_NBR_7480, 2007), (ABNT_NBR_6118, 2003)]. A Figura 6.68 apresenta a micrografia de um aço estrutural com 0,55 %C e 1,20 %Mn utilizado para estrutura de concreto armado antes das recentes atualizações das normas brasileiras para esse segmento. Na norma atual esse aço é considerado não soldável, visto que o C_{eq} é de 0,75 %. Nota-se que a microestrutura é composta predominantemente de perlita com ferrita pró-eutetoide nos contornos de grão, o que confere a esse aço elevada resistência.

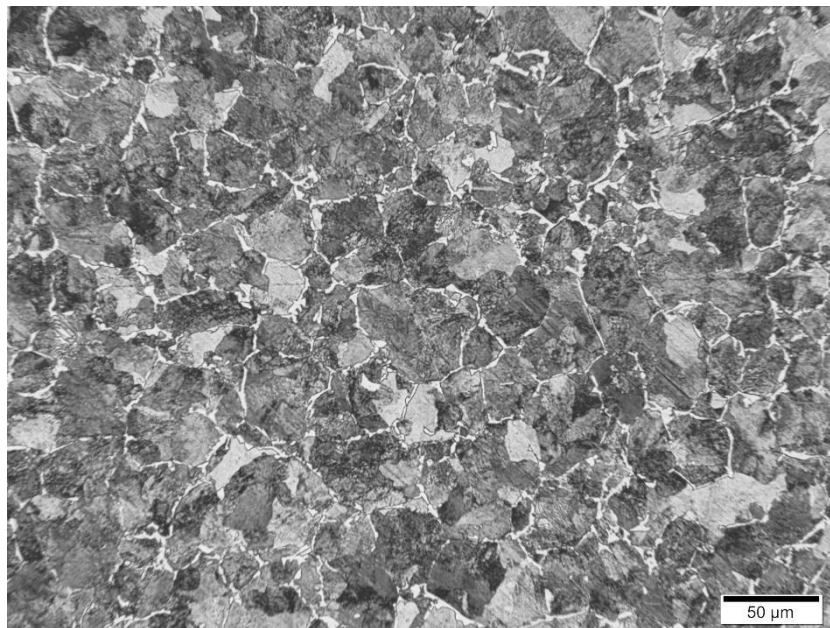


Figura 6.68. Micrografia de um aço estrutural utilizado em estrutura de concreto armado antes das adequações das normas que exigem aço com característica de soldabilidade.

Ataque nital 2 %, aumento de 200x.

A liga utilizada nesse trabalho foi escolhida através da seleção de elementos químicos que propiciam uma microestrutura com presença de fases apropriadas (C, Mn e Cr),

grãos refinados e com presença de finas partículas de precipitados que pudessem contribuir significativamente para o aumento de resistência (Nb, V e N), obviamente sem que deixasse de ser observado o custo.

Os parâmetros termomecânicos de laminação para a fabricação do aço estrutural foram definidos a partir do entendimento que se deveria obter um produto final com elevada resistência mecânica. A partir desse princípio, a estratégia foi definir uma condição termodinâmica de laminação cuja temperatura de reaquecimento fosse suficientemente elevada para dissolução completa dos precipitados. Durante a laminação foi utilizado resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18, primeiramente para obter TGA final entre 20 e 30 μm e assim aumentar a temperabilidade da liga, e, além disso, possibilitar a precipitação induzida por deformação nos últimos passes de laminação e no leito de resfriamento final até a transformação de fases. O diâmetro do produto final escolhido foi de 20 mm. Para essa bitola, mesmo com o uso de ventiladores, a taxa de resfriamento média no leito do Stelmor[®] é limitada a no máximo 5 °C/s. Para que pudessem ser comparadas as microestruturas austeníticas calculadas pelo modelo matemático com valores experimentais foram retiradas amostras nas tesouras logo após as cadeiras 12 e 18 e imediatamente imersas em salmoura com agitação intensa para “congelamento” da microestrutura austenítica, sendo as microestruturas posteriormente reveladas conforme procedimento descrito no capítulo de metodologia. Para essa laminação foram utilizadas ambas as ligas microligadas, V e VNb.

A Figura 6.70 mostra a evolução do TGA calculado pelo modelo das ligas V e VNb considerando os parâmetros termomecânicos da condição industrial, sendo indicados nos gráficos medidas experimentais obtidas direto da laminação, e as respectivas microestruturas estão apresentadas nas Figuras 6.71 e 6.72. De modo geral, os valores de TGA calculados ficaram bem aproximados dos valores experimentais, que é uma constatação importante no que tange a validação do modelo de evolução microestrutural para produtos longos. Para a liga V, os valores de TGA previstos após os passes 12 e 18 foram de 33 e 27 μm , e os valores medidos de 31 e 29 μm , respectivamente. Apesar das deformações aplicadas e da queda de temperatura, nota-se que redução de TGA da cadeira 12 para 18 não foi muito significativa. Na liga VNb o TGA previsto nas cadeiras

12 e 18 foram de 26 e 19 μm , e os valores medidos de 26 e 20 μm , respectivamente. Para essa liga o refino de grão entre as duas cadeiras foi notadamente superior, o que é uma característica importante na liga com Nb, pois mostra a melhoria de homogeneidade microestrutural gerada pela presença desse elemento. Além da redução do TGA médio ao longo da laminação, a liga VNb também apresentou menor dispersão de tamanho de grãos, conforme pode ser observado nas Figuras 6.73 e 6.74. No passe 12 o desvio padrão da média de TGA foi de 18 μm para a liga V e de 16 μm para a liga VNb. No passe 18 a desvio padrão diminuiu para 16 μm na liga V e para 13 μm na liga VNb. Observando também o histograma de distribuição de grãos é possível verificar que a liga V possui uma maior quantidade de grãos austeníticos com tamanho muito superior à média e à parte central da distribuição de grão. Apesar da vantagem de melhor temperabilidade quando se tem uma microestrutura com maior tamanho médio de grãos, grãos localizados excessivamente grosseiros podem levar à formação fase frágil em seu interior, que dependendo da proporção na microestrutura pode comprometer as características de ductilidade do produto.

A Figura 6.75 e 6.76 mostram as microestruturas ferríticas e suas respectivas distribuições na microestrutura final. Ambas as ligas apresentaram predominantemente ferrita+perlita uniformemente distribuídas. O TGF médio da liga V foi de 9 μm , e o da liga VNb de 8 μm . O desvio padrão das duas ligas foi similar, igual a 3 μm .

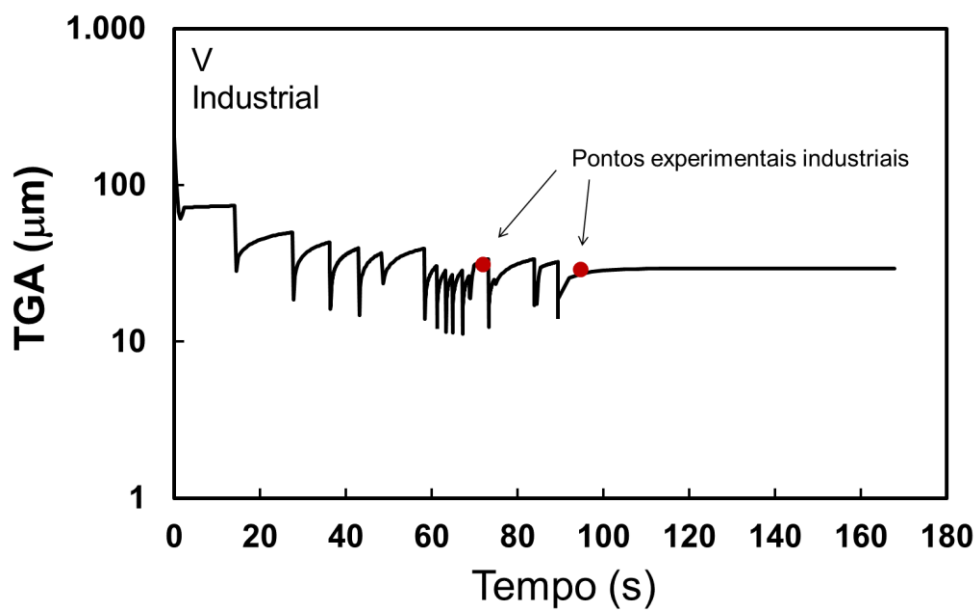


Figura 6.69. Evolução do TGA da liga V na condição industrial com os dados experimentais obtidos de amostras temperadas na linha de laminação.

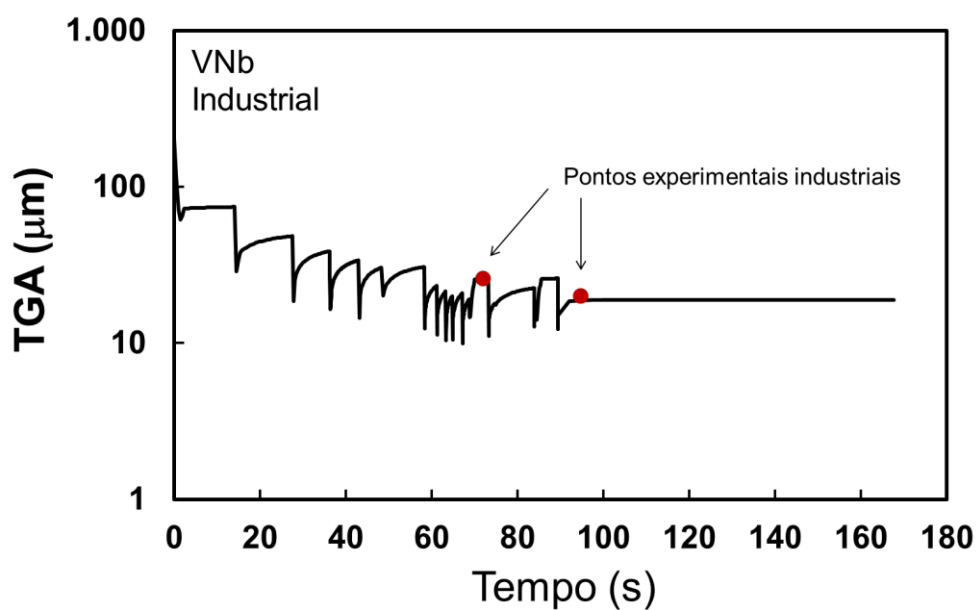
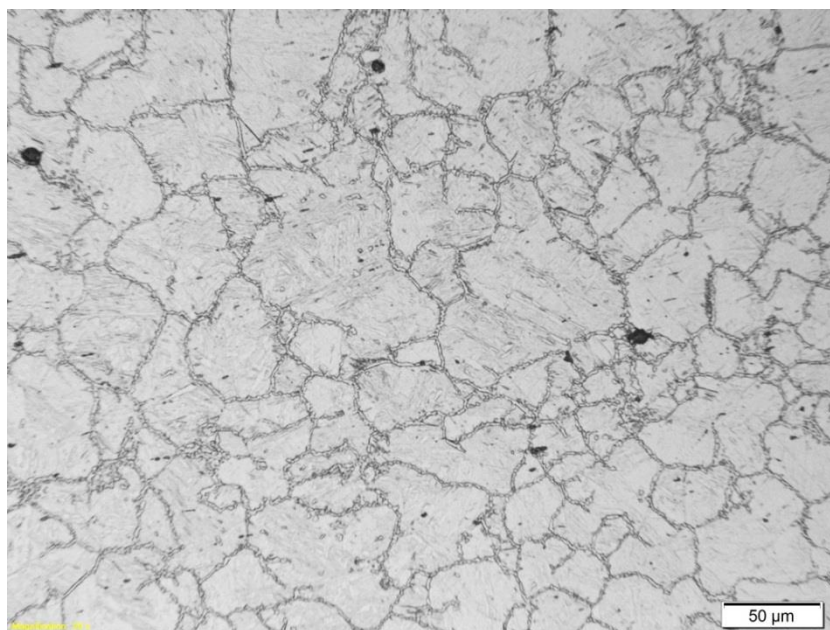
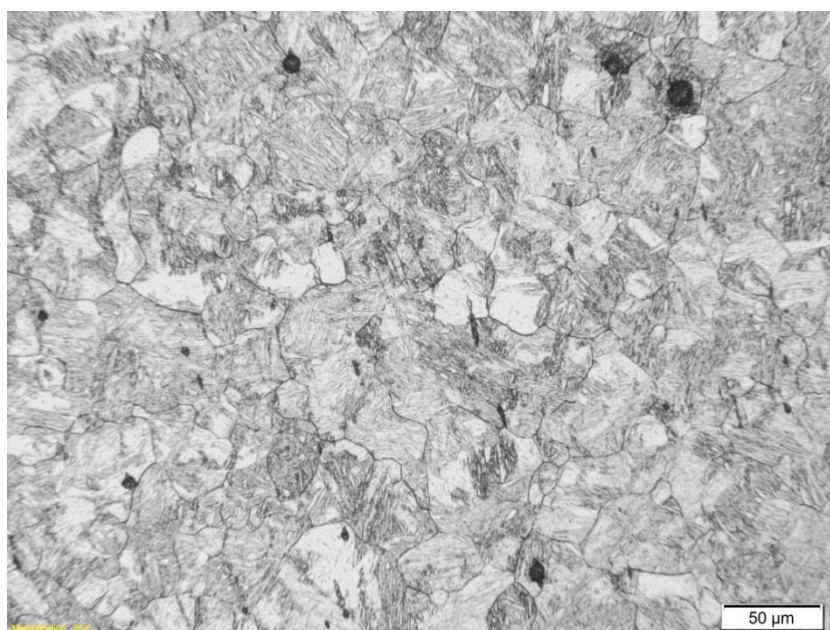


Figura 6.70. Evolução do TGA da liga VNb na condição industrial com os dados experimentais obtidos de amostras temperadas na linha de laminação.

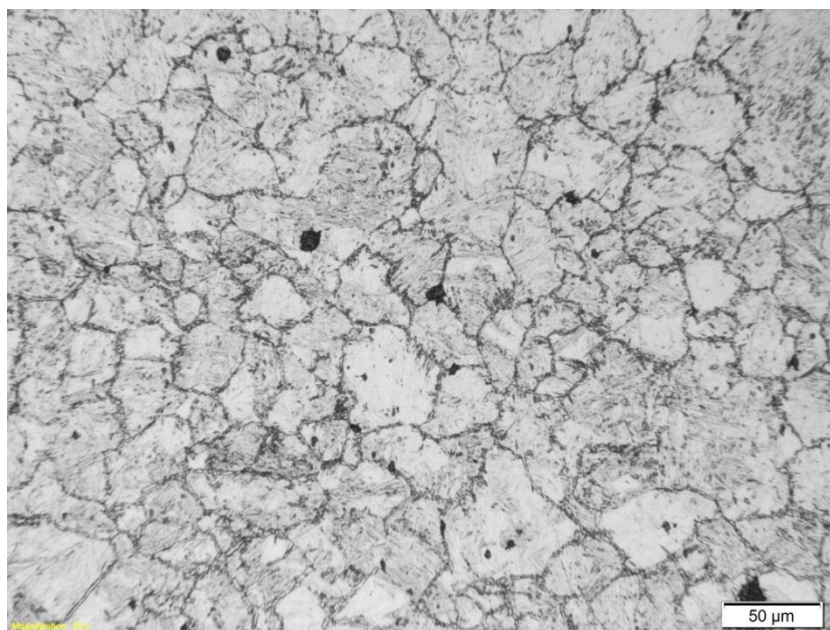


a)

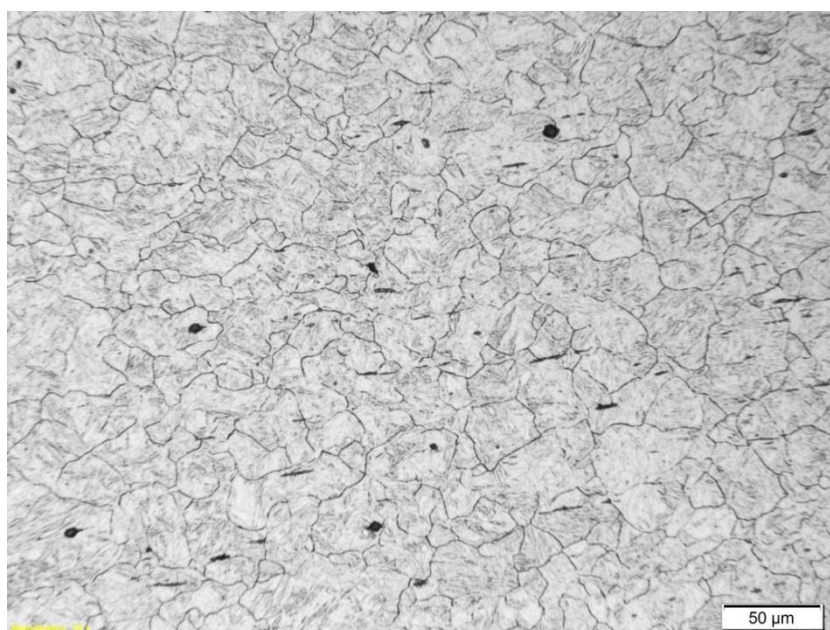


b)

Figura 6.71. Microestrutura austenítica anterior obtida de amostras retiradas após o passe 12 do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.

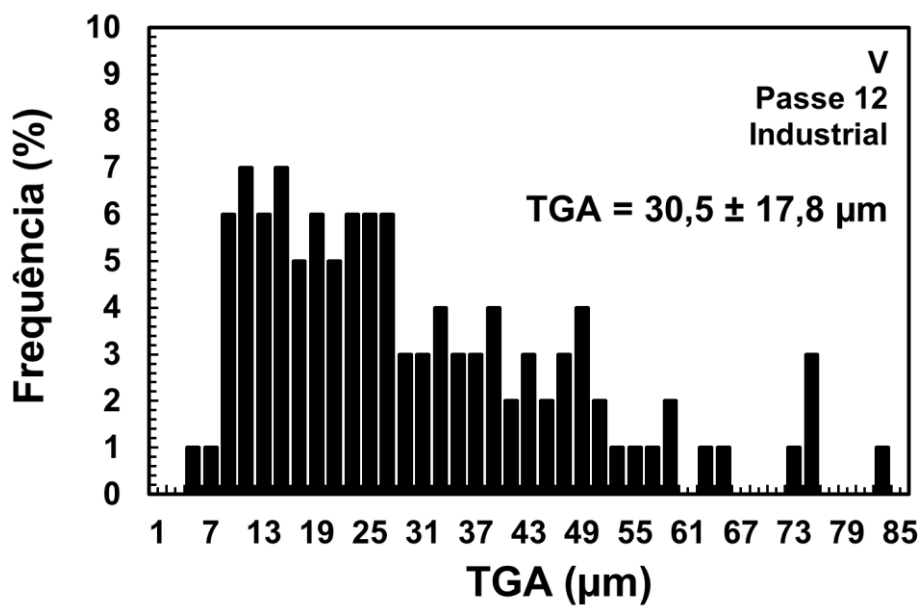


a)

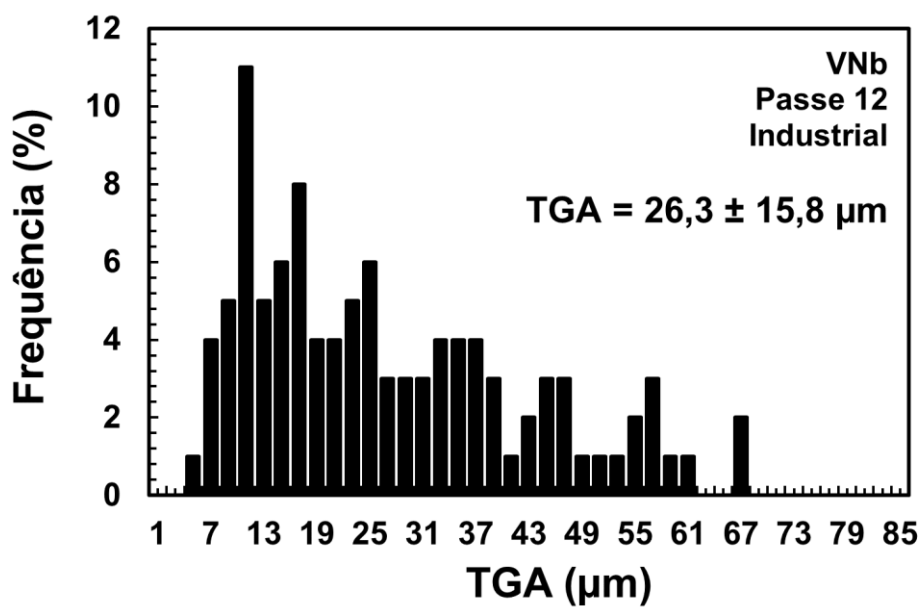


b)

Figura 6.72. Microestrutura austenítica anterior obtida de amostras retiradas após o passe 18 do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.



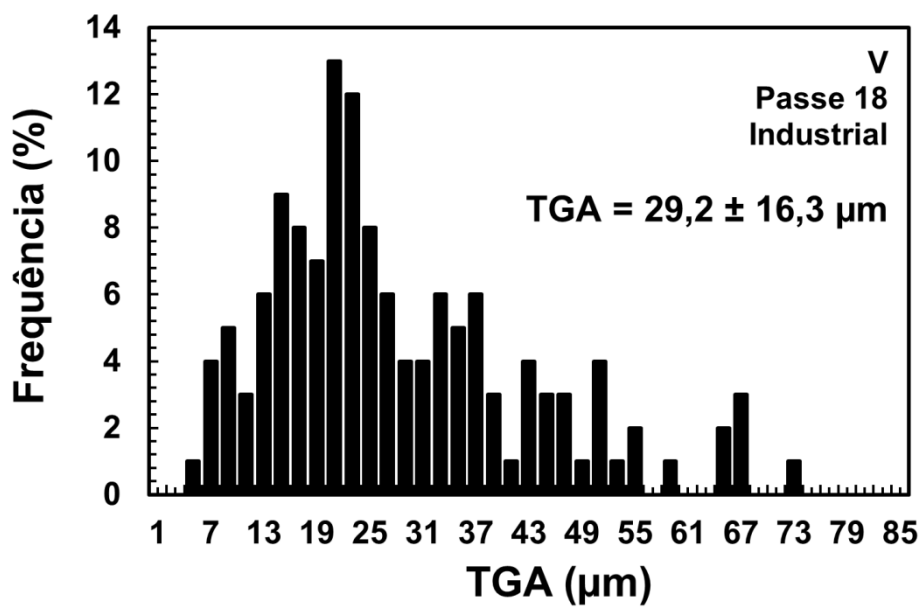
a)



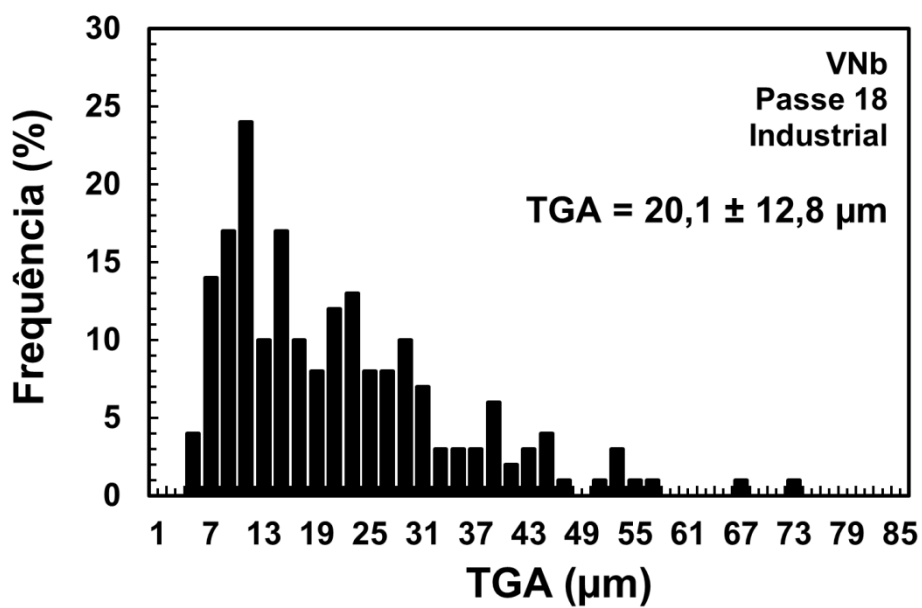
b)

Figura 6.73. Distribuição do TGA após o passe 12 do laminador a quente industrial:

a) V e b) VNb.



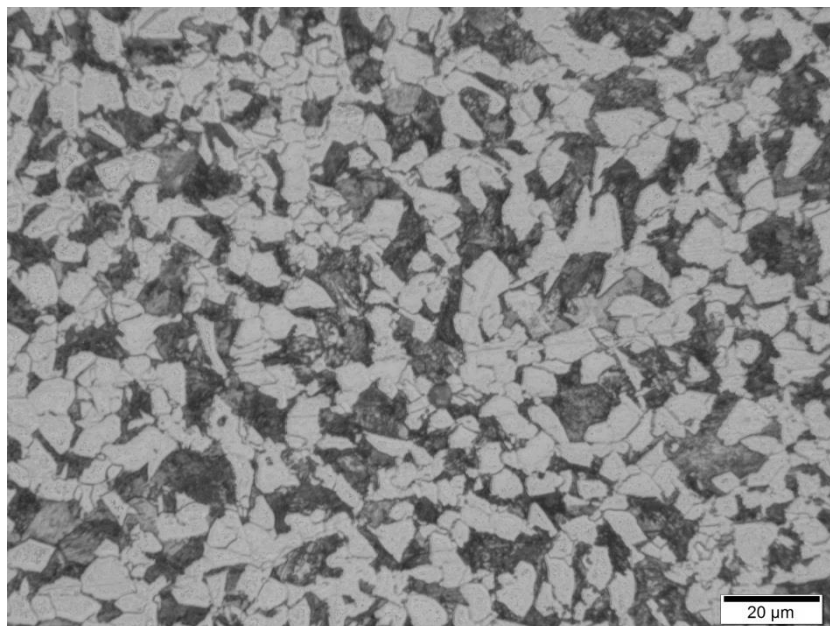
a)



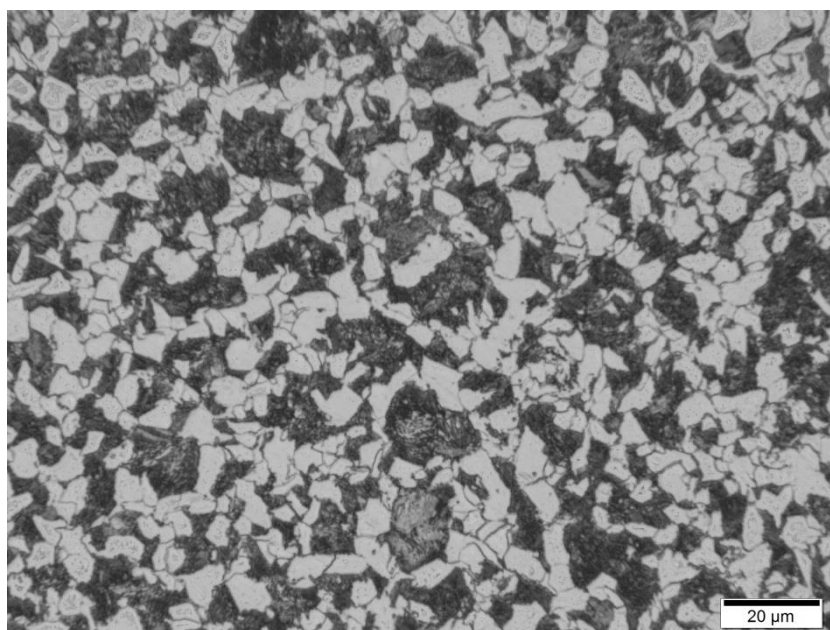
b)

Figura 6.74. Distribuição do TGA após o passe 18 do laminador a quente industrial:

a) V e b) VNb.

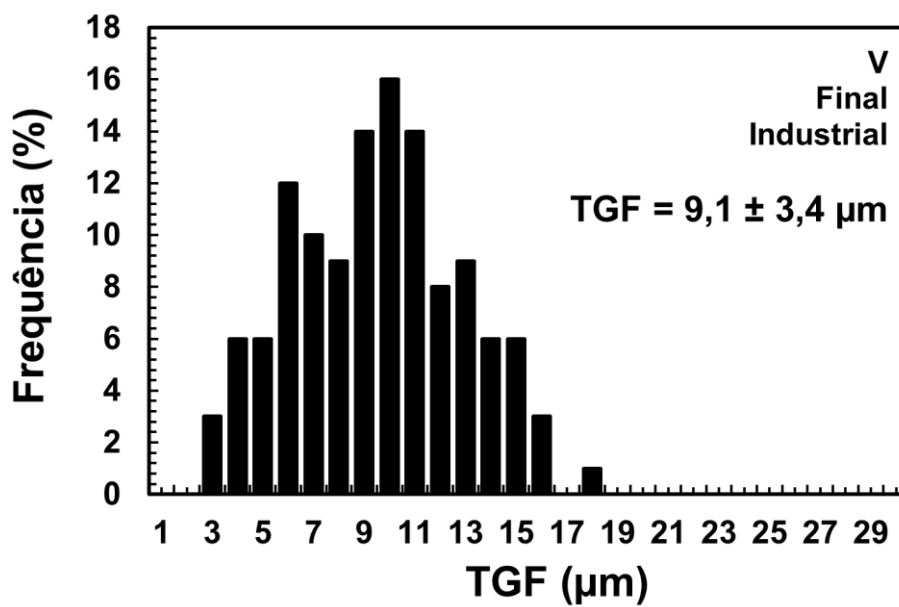


a)

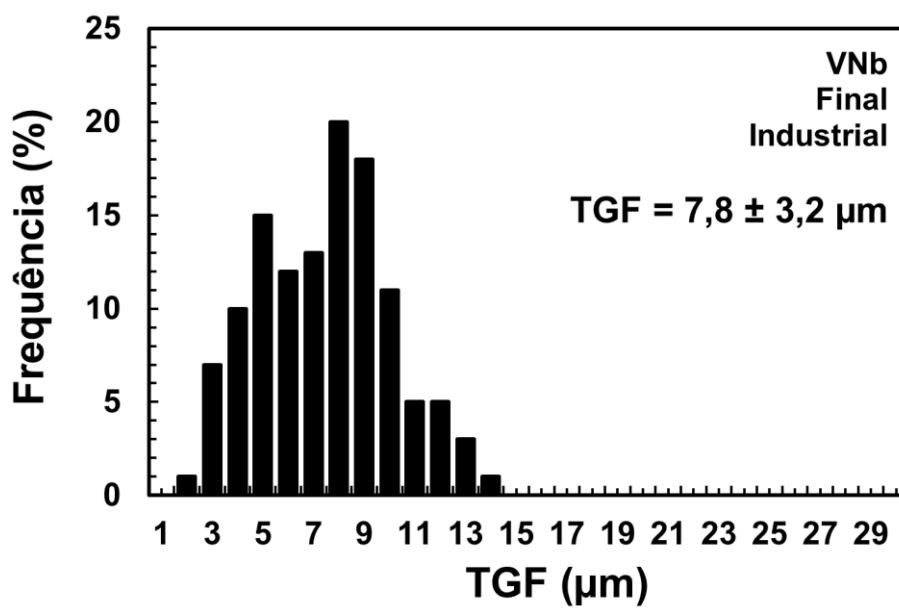


b)

Figura 6.75. Microestruturas finais obtidas de amostras laminadas a quente em escala industrial: a) V e b) VNb.



a)



b)

Figura 6.76. Distribuição do TGF após resfriamento final do laminador a quente industrial: a) V e b) VNb.

A Tabela 6.17 mostra as propriedades mecânicas obtidas no aço estrutural no estado laminado. As propriedades mecânicas das duas ligas foram semelhantes, com valor de Re acima de 600 MPa, Rm superior à 850 MPa, razão elástica em torno de 1,40, alongamento de superior a 14 % e estrição acima de 55 %. Tais valores de resistência e ductilidade são compatíveis com as principais especificações globais de aços estruturais com requisitos sísmicos (MORALES, 2010). Em relação às especificações da Tabela 6.15 os resultados experimentais encontrados nesse trabalho atendem plenamente à norma ASTM A615 graus 60 e 80, e à ASTM A706 grau 80. As ligas não atendem à ASTM A706 grau 60, pois o limite de escoamento está acima do valor máximo especificação na norma. Para atender a esse item deveria ser alterado ou os parâmetros de processamento do material ou a composição da liga.

Tabela 6.17. Propriedades mecânicas das ligas V e VNb nos estado laminado.

Propriedades mecânicas no estado laminado - Estrutural						
Liga	Re (MPa)	Rm (MPa)	Rm/Re	A (%)	Au (%)	Z (%)
V	620	860	1,39	21	15	57
VNb	615	855	1,38	21	15	58

Curvas tensão-deformação

A Figura 6.77 apresenta uma curva tensão-deformação obtida em ensaio de tração do aço VNb, onde a mesma é comparada com a curva de um aço estrutural não soldável (aço 0,55 %C e 1,20 %Mn descrito no início dessa seção). A curva tensão-deformação do aço VNb possui patamar de escoamento contínuo, que em determinadas aplicações de engenharia é uma vantagem, pois o aço não inicia a deformação plástica com carga constante e sem encruamento como acontece no caso de materiais com patamar de escoamento (MORALES, 2010). Ao contrário, o aço não soldável apresentou um curto, mas bem definido patamar de escoamento. As duas ligas apresentaram valores de alongamento similares.

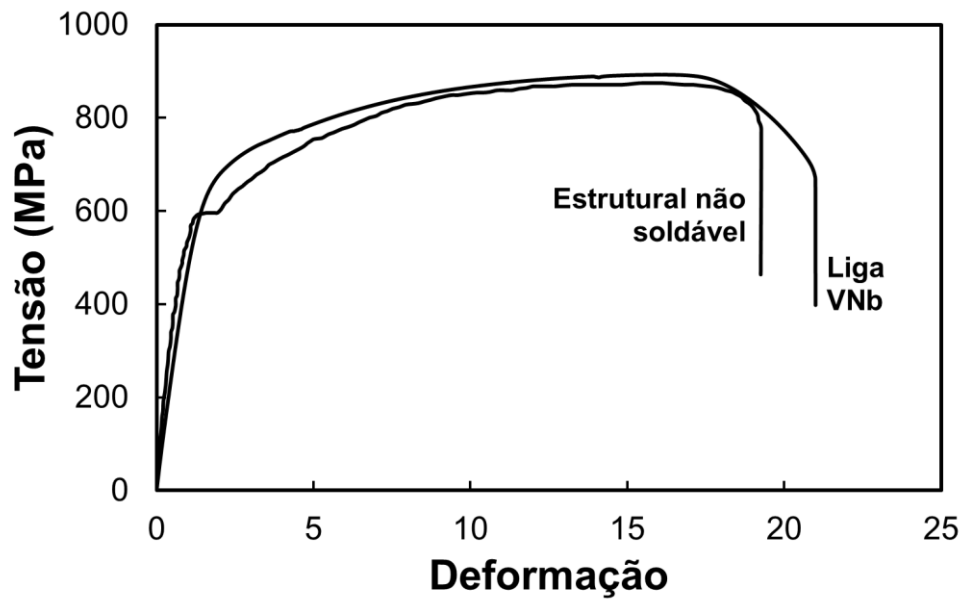


Figura 6.77. Curvas tensão-deformação da liga VNb e do aço estrutural não soldável.

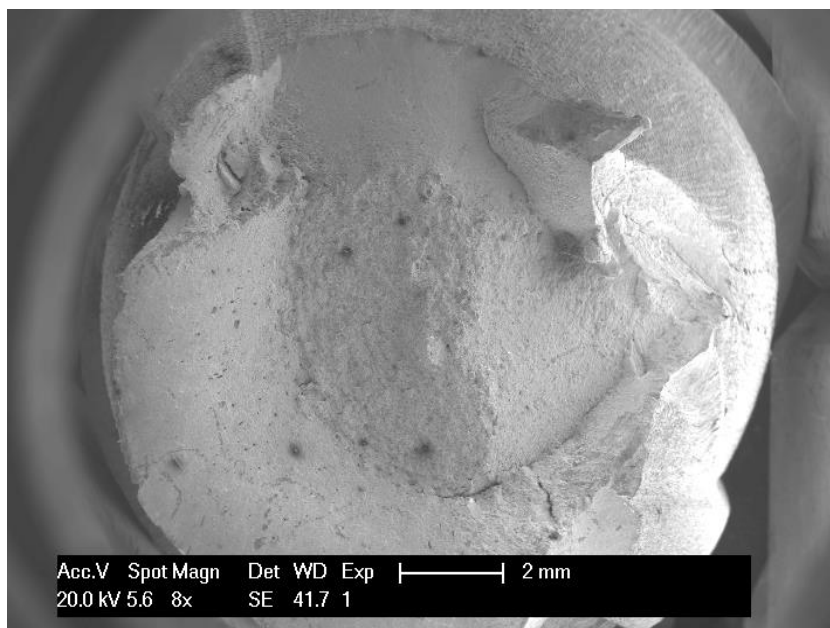
Soldabilidade

Foram realizados testes de soldagem nas barras de aço estrutural seguido de ensaio de tração para verificar a garantia da manutenção das propriedades mecânicas das ligas com esse método de união de metais. Nos testes realizados nas ligas microligadas as juntas soldadas foram tracionadas até a ruptura em ensaio uniaxial. Os valores de R_e quanto R_m foram similares aos valores obtidos no aço no estado laminado a quente e atenderam a especificações normativas de resistência. Todas as rupturas aconteceram no corpo das barras fora da junta soldada, a uma distância entre 30 e 40 mm da união, indicando que a região da solda se apresentou mais resistente que o metal de base e, logo, não sendo a junta soldada ponto de fragilidade na estrutura de emenda do vergalhão (HEISTERKAMP, et al., 2001).

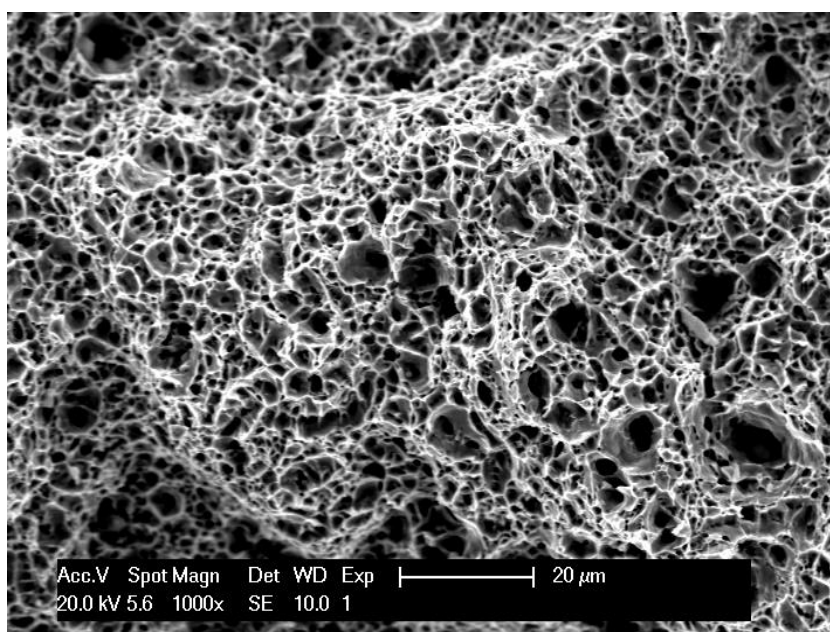
A Figura 6.78 mostra a fractografia da superfície de ruptura da liga VNb após o ensaio de tração. Observa-se pela Figura 6.78a que a fratura das amostras ocorreu de maneira dúctil, com presença de região central fibrosa correspondente a origem da estrição sob estado triaxial de tensões, e zona de cisalhamento próxima à superfície da barra, inclinada em torno de 45° em relação ao eixo de tração, com formação ao final do ensaio quando a triaxialidade de tensões é quase nula devido à pequena espessura

resistente do corpo de prova (ANDERSON, 1995). A Figura 6.78b mostra a micrografia realizada na região centra da ruptura, onde nota-se a presença predominante de alvéolos (ou “*dimples*”) que são característicos de fraturas que ocorrem sob comportamento dúctil [(STAHLEISEN, 1996), (WULPI, 1999)].

O mesmo teste de soldagem foi realizado no aço não soldável. No teste de tração da junta soldada a fratura ocorreu de forma prematura no início da deformação plástica, sendo a ruptura localizada próximo à região da solda. A Figura 6.79 mostra a superfície de fratura da barra soldada do aço não soldável após ensaio da tração. Nota-se pela Figura 6.79a que fratura teve início na zona termicamente afetada (ZTA) e se propagou de forma instável e frágil através do metal de base. A Figura 6.79b mostra a superfície de fratura da zona fundida - ZF (acima), da ZTA de grão grosseiro - GGZTA (centro) e da ZTA grão fino - GFZTA (abaixo). A zona fundida, por apresentar metal de adição baixo carbono, apresentou superfície de fratura dúctil com presença de pequenos *dimples*. Entretanto, tanto a GGZTA quanto a GFZTA apresentaram microestrutura fragilizada pelo ciclo térmico da solda, e como consequência a fratura se originou nessa região formação de trinca intergranular, se propagagou através do material de forma frágil. A Figura 6.80 mostra a superfície de clivagem do metal de base após fratura final da barra.

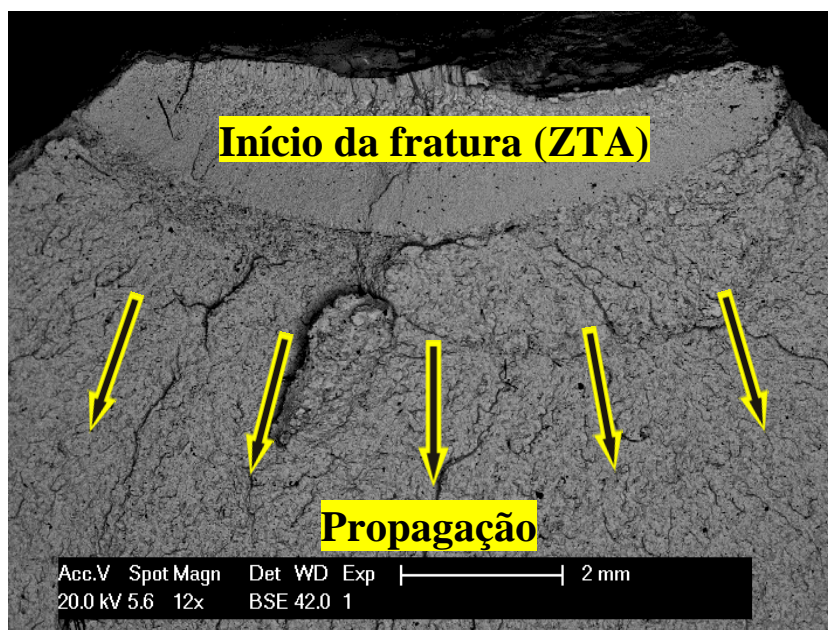


a)

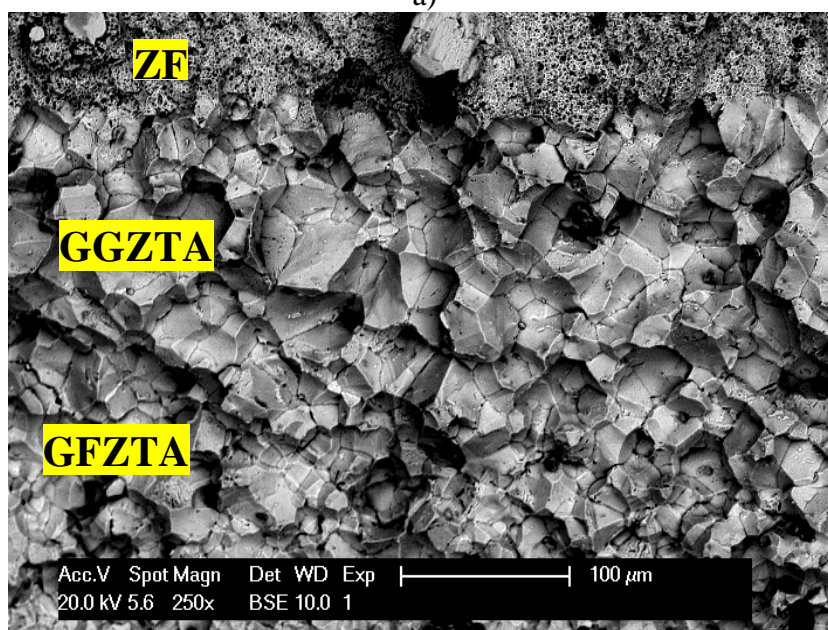


b)

Figura 6.78. Fractografia a) macro e b) micro no MEV da superfície de fratura da liga VNb com característica de fratura dúctil.



a)



b)

Figura 6.79. Fractografia a) macro e b) micro no MEV da superfície de fratura da liga não soldável com característica de fratura dúctil.

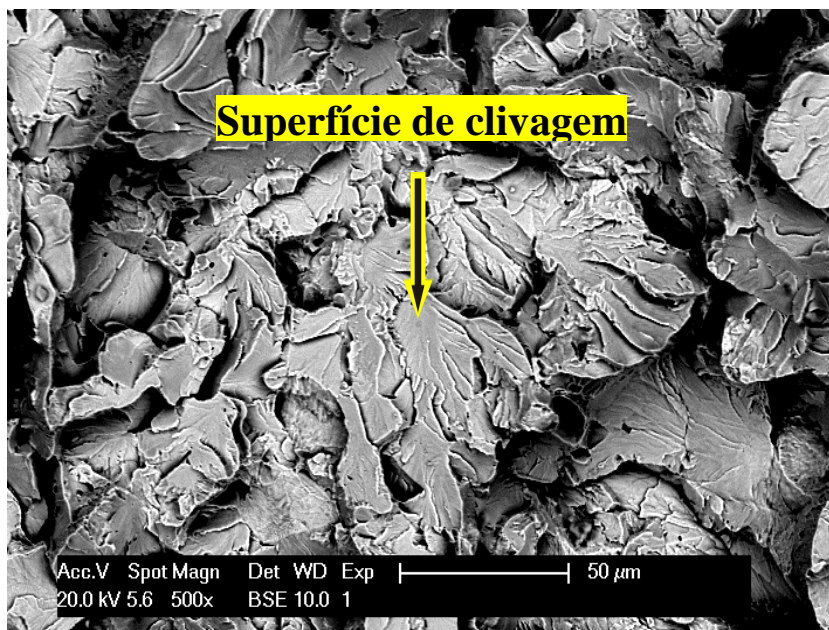


Figura 6.80. Fractografia da região final da ruptura no metal de base da liga não soldável. Superfície de fratura com aspecto de clivagem, indicando fratura frágil.

6.6.3 Laminação para aplicação em conformação a frio

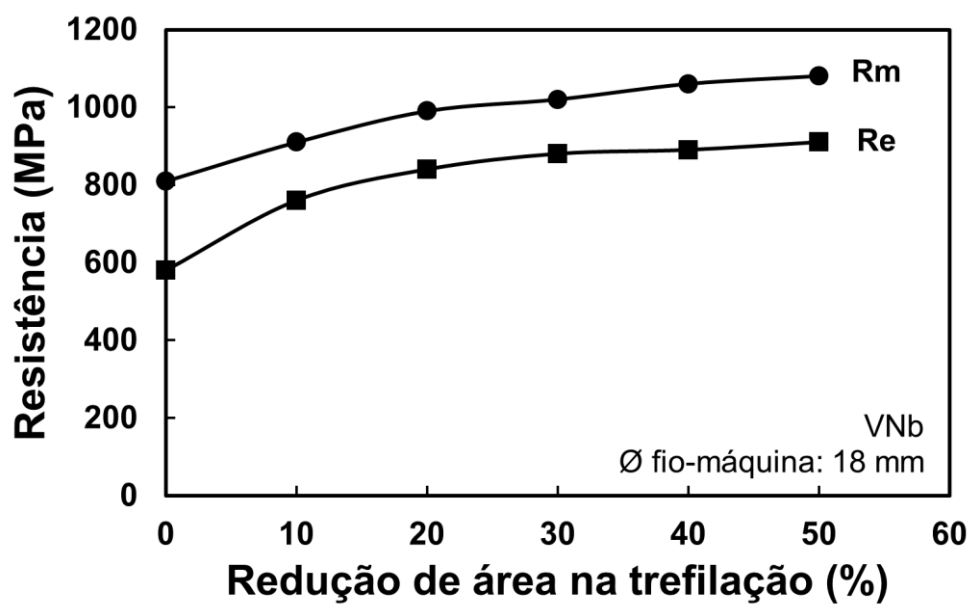
Para a laminação do aço para a conformação a frio o processo foi definido levando-se em consideração a necessidade de uma boa ductilidade e microestrutura homogênea isenta de fases frágeis. Essas exigências do produto estão relacionadas à melhor conformabilidade do material durante a deformação a frio e redução do risco de fratura em “V” no centro da peça, fenômeno também conhecido como defeito Chevron. Uma vez que a liga VNb foi a que apresentou melhor homogeneidade microestrutural nas avaliações prévias, essa liga foi a escolhida para a fabricação desse produto no diâmetro final de 18 mm. Nesse contexto, a temperatura de reaquecimento de tarugos foi definida para possibilitar completa dissolução de precipitados de V e Nb. O resfriamento acelerado foi empregado entre as cadeiras 13 e 18 através das caixas d’água visando TGA o menor possível. A taxa de resfriamento final no Stelmor[®] foi determinada de maneira a se obter uma microestrutura homogênea composta de grãos equiaxiais uniformes de ferrita e perlita fina e evitar a formação de fases frágeis que pudessem deteriorar a ductilidade. As propriedades do material no estado laminado estão

apresentadas na Tabela 6.18, e estão em conformidade com as propriedades indicadas para esse aço microligado (EN-10267, 1999).

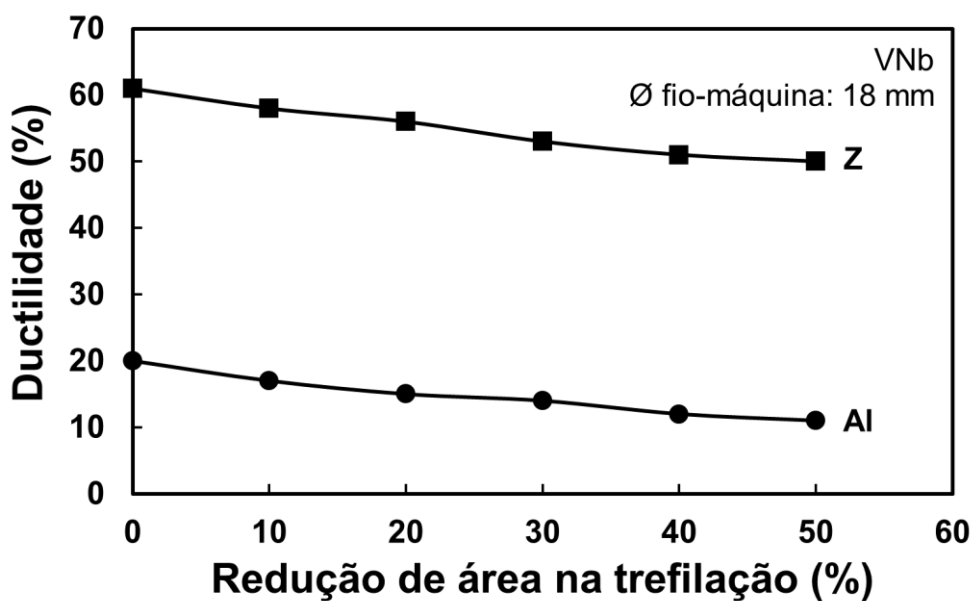
Tabela 6.18. Propriedades mecânicas da liga VNb no estado laminado, laminado para o segmento de aços conformados a frio.

Liga	Re (MPa)	Rm (MPa)	Rm/Re	A (%)	Au (%)	Z (%)
VNb	580	810	1,40	23	16	58

Nessa linha de produtos as propriedades mecânicas finais são obtidas pelo encruamento inerente do processo de conformação da peça. As Figuras 6.81 mostram a evolução das propriedades mecânicas do aço em função da redução de área na trefilação. A evidência é que com o aumento da deformação a resistência sobe, de maneira mais acentuada no início e de forma mais atenuada a partir de 20 % de redução. Ao contrário, as propriedades de ductilidade são reduzidas com o aumento da deformação. Em relação às especificações na norma ISO 898 listadas na Tabela 6.16, as classes de fixadores 8.8 e 9.8 podem ser obtidas nessa liga para deformações acima de 10 % de redução. Para fixadores classe 10.9 o grau de deformação deve ser mais elevado, sendo necessário pelo menos 50 % de redução de área na trefilação para se atingir *Re* acima de 900 MPa e *Rm* superior à 1000 MPa.



a)



b)

Figura 6.81. Evolução das propriedades mecânicas do fio-máquina da liga VNb após reduções de área na trefilação.

6.7 Otimização do modelo matemático

A ferramenta de otimização Solver[®] no Microsoft Excel[®] pode ser utilizada para resolver problemas de otimização lineares e não lineares. É um pacote geral que, a partir de um conjunto de equações que possuem variáveis que podem ser ajustadas, encontra máximos, mínimos ou valores específicos de uma célula alvo. O Solver[®] pode ser utilizado para resolver problemas com até 200 variáveis de decisão, 100 restrições implícitas e 400 restrições simples (UNIVERSIA, 2000).

O Solver[®] disponibiliza três algoritmos ou métodos de solução de problemas, indicados de acordo com a complexidade da otimização (MICROSOFT, 2015):

- Gradação Reduzida Generalizada (GRG) Não Linear: indicado para problemas simples não lineares.
- LP Simplex: Indicado para problemas lineares.
- Evolucionário: Indicado para problemas complexos.

O método Evolucionário é o mais indicado para a otimização de problemas de alto grau de complexidade, por exemplo, situações com elevado número de equações e lista extensa de restrições. O método evolucionário não depende de informações de gradiente ou derivativas, e dessa forma não pode determinar se uma dada solução é ótima, e assim nunca realmente sabe quando deve parar. O método somente reconhece se uma nova possível solução é melhor que outras soluções encontradas anteriormente. Portanto, o método Evolucionário pára e retorna uma solução ou quando certas regras heurísticas indicam que o progresso é improvável, ou então quando se excede um limite de tempo computacional ou esforço que foi ajustado. Utilizando o método Evolucionário é possível apreciar sua habilidade de encontrar boas soluções para problemas de otimização anteriormente intratáveis. Esse método possibilita obter ótimos resultados sem despender tempo excessivo analisando as propriedades matemáticas do modelo.

6.7.1 Aplicação do Solver® na otimização de processos e produtos

Algumas premissas foram utilizadas para que pudesse ser realizada a otimização de liga e de parâmetros de processo do modelo matemático através da ferramenta Solver. As Tabelas 6.19 e 6.20 apresentam as restrições utilizadas na otimização, que estão relacionadas às especificações dos produtos e às características específicas do processo industrial. Para a otimização da liga considerou-se como variáveis os elementos químicos C, Mn, Si, Nb, V e N. Para a otimização do processo termomecânico foram consideradas variáveis na otimização a temperatura de aquecimento, as taxas de resfriamento após as cadeiras 12, 14 e 16 devido às caixas d'água, e a taxa de resfriamento final considerando os recursos do Stelmor®. Além dessas, foi colocada como restrição do produto o limite de escoamento mínimo de 600 MPa. Ao total foram 9 variáveis de ajuste e 19 restrições.

Tabela 6.19. Restrições dos elementos químicos utilizadas na otimização de liga.

Elementos	%C	%Mn	%Si	%Nb	%V	%N
mín.	0	0,60	0,15	0	0	0
máx.	0,30	1,50	0,50	0,10	0,20	0,02

Tabela 6.20. Restrições das variáveis de processo utilizadas na otimização do processo termomecânico.

T reaq. (°C)	dT/dt após passes 12, 14 e 16 (°C/s)	dT/dt final (°C)
1100	1	1
1200	8	10

A seguir serão apresentadas 3 estratégias de otimização as quais podem ser aplicadas em desenvolvimentos e melhorias na fabricação de produtos longos de aços microligados.

Estratégia 1: Otimização dos parâmetros de processo de uma liga existente visando maximizar a resistência.

Para essa otimização foi utilizada a liga VNb e definidos os parâmetros de processo apresentados na Tabela 6.20 como variáveis. A solução encontrada está apresentada na Tabela 6.21:

Tabela 6.21. Solução encontrada na otimização de parâmetros de processo.

T reaq. (°C)	dT/dt após passe 12 (°C/s)	dT/dt após passe 14 (°C/s)	dT/dt após passe 16 (°C/s)	dT/dt final (°C)
1143	3	3	3	7

O objetivo dessa otimização foi de maximizar Re , cujo valor encontrado foi de 709 MPa. O TGA simulado para essa combinação de liga e processo foi de 4 μm e TGF após transformação de 3 μm . O tamanho de grão previsto foi bastante fino, que é justificado pelo acúmulo de deformação na chegada da transformação de fases, propiciadas pela precipitação induzida por deformação de Nb(C,V) e VN no fim da laminação.

Estratégia 2: Otimização da composição química para um processo existente visando minimizar o custo da liga.

Nessa otimização foram consideradas as variáveis termomecânicas listadas para a condição 2C, enquanto os teores dos elementos químicos foram ajustados. A solução obtida está apresentada na Tabela 6.22:

Tabela 6.22. Solução encontrada na otimização de composição química.

%C	%Mn	%Si	%Nb	%V	%N
0,30	0,60	0,20	0,030	0,070	0,012

O objetivo dessa otimização foi de minimizar o custo do produto (liga + laminação), e esse objetivo foi alcançado na simulação. Os teores dos elementos Mn, Si, V foram

inferiores se comparados à liga VNb. O TGA simulado para essa combinação de liga e processo foi de 6 μm e TGF após transformação de 4 μm . Nessa condição é também esperado acúmulo de formação até a transformação de fases e precipitação induzida por deformação no fim da laminação. O Re previsto para a liga foi de 625 MPa.

Estratégia 3: Otimização global de composição química e condições de processo, visando minimizar o custo atendendo o requisito mínimo de resistência.

Para essa otimização foram consideradas como variáveis tanto a composição química quanto os parâmetros de processo. A solução encontrada foi a apresentada na Tabela 6.23:

Tabela 6.23. Solução encontrada na otimização global de liga e processamento.

%C	%Mn	%Si	%Nb	%V	%N
0,30	0,71	0,20	0,015	0,054	0,015

T reaq. (°C)	dT/dt após passes 12 (°C/s)	dT/dt após passes 14 (°C/s)	dT/dt após passes 16 (°C/s)	dT/dt final (°C)
1143	3	3	3	7

O objetivo dessa otimização foi de minimizar o custo do produto atendendo à resistência mínima exigida. Os teores dos elementos Mn, Si, Nb e V foram inferiores se comparados à liga VNb. O TGA simulado para essa combinação foi de 6 μm e TGF de 4 μm . Foi previsto acúmulo de formação e precipitação induzida por deformação no fim da laminação. O Re previsto para a liga foi de 633 MPa.

Nas simulações realizadas foram avaliados em média 1275 possíveis cenários com tempo de simulação médio de 12'40".

6.8 Considerações finais

Nesta seção serão listados e discutidos os principais conhecimentos gerados com a pesquisa conduzida nessa tese, e dessa forma expor uma visão holística e elucidar a relevância do trabalho desenvolvido do ponto de vista técnico, científico e tecnológico. As considerações apresentadas a seguir servem de sustentação às argumentações em resposta às hipóteses postas no início desse trabalho, que foram: a) como a adição de Nb à liga tradicional de V influenciará o produto laminado em termos de microestrutura e propriedades mecânicas? b) como essa adição afetaria o processo de deformação a quente em termos de mecanismos de amaciamento, resistência média de deformação e cinética de transformação de fases? c) seria interessante laminar liga NbV frente a liga V tradicional, desde o ponto de vista de custo, desempenho operacional e outros fatores de importância numa linha industrial?

6.8.1 Considerações técnicas

V e Nb são elementos microligantes comumente adicionados ao aço para melhorar a microestrutura e as propriedades mecânicas. Por outro lado, para que o microligante tenha o efeito esperado são necessárias condições específicas de conformação que permitam ampliar os efeitos metalúrgicos do elemento, seja por sua presença em solução sólida seja pela formação de precipitados. Entretanto, na laminação de aços longos, as condições termomecânicas ideais não são ainda bem mapeadas, o que pode levar a grandes variações de resultados e insucesso no desenvolvimento. Embora seja teoricamente possível a formação de VC, no resfriamento ao ar a formação desse tipo de precipitado é improvável por razões cinéticas (FONSTEIN, 2010), e isso torna o V diretamente dependente do N para formar nitretos. Em Aciarias a oxigênio (BOF) o teor de N é baixo, e por isso a adição de N é condição *sine qua non* para aços produzidos nessa rota, o que leva a aumento de custo de fabricação. O teor de N elevado aumenta a temperatura de dissolução dos precipitados, e isso exige quantidade maior de calor no forno de aquecimento. Por outro lado, o teor de N dá condições termodinâmicas e cinéticas para a precipitação de VN na austenita e na interfase α/γ . Para o Nb o aumento do N favorece a formação de carbonitreto no lugar de carbeto, que são caracterizados

por menor solubilidade e ampla faixa de temperatura precipitação, o que leva a formação de partículas mais finas e melhor refinamento da estrutura (FONSTEIN, 2010).

Neste trabalho foi constatado que, tendo como referência a liga Base, as ligas V e VNb apresentaram tamanho de grão austenítico mais fino e menor variabilidade granulométrica. Na liga de referência o constituinte predominante foi a perlita, com presença em menor quantidade de ferrita poligonal e ferrita de widmāstatten. Nas ligas microligadas foram observadas microestruturas mais complexas, cujas proporções variaram bastante em função do processo termomecânico. A fase predominante foi ferrita poligonal, com presença considerável de bainita, ferrita acicular, perlita e martensita-austenita retida. As ligas microligadas apresentaram *Re* e *Rm* mais que 60 e 40 % acima da liga CMn, respectivamente. Apesar do considerável aumento de resistência não foram observadas perdas consideráveis de ductilidade. Em função da aplicação final a presença de constituintes duros, tais como bainita e martensita, pode ser benéfica ou maléfica. No caso de produtos onde a resistência mecânica é preponderante, uma microestrutura de maior dureza é desejável, desde que não prejudique de forma considerável a ductilidade e a razão elástica. No caso de produtos que serão posteriormente submetidos a processos de deformação severa a frio, a ductilidade é o fator principal, e constituintes duros podem ter um efeito deletério na conformação comprometendo a processabilidade do aço. Uma microestrutura com boa ductilidade pode ser obtida através do refino de grão austenítico com baixa variabilidade. A adição de Nb na liga VNb em substituição a parte do V na liga V mostrou-se bastante eficaz tanto na diminuição do TGA quanto na redução da variabilidade. Esse resultado é um importante indicativo de maior robustez da liga VNb que, mesmo diante das diversas variações inerentes ao processo, garante um aço com melhor homogeneidade microestrutural e menor variabilidade de propriedades mecânicas em uma mesma bobina, entre bobinas e entre corridas diferentes.

A tensão média de fluxo foi medida através das curvas tensão-deformação de ensaio de torção a quente. Como ocorre recristalização completa na maioria dos passes, a TFM sobe a cada passe de forma gradual. A TFM sobe com a redução da temperatura para

todas as ligas, com variação média de ~ 20 MPa quando comparados os ciclos com temperatura de reaquecimento alta a baixa. As ligas microligadas apresentaram TFM cerca de 17 % acima da liga Base. Os valores calculados pelo modelo apresentaram boa concordância com os valores medidos na torção, exceto nos passes finais nas condições com resfriamento acelerado onde as tensões reais foram em geral superiores aos valores calculados, indicando a necessidade de um fator de correção para temperaturas mais baixas onde a recristalização entre passes é parcial.

A TFM, além de fornecer indicativos sobre o comportamento metalúrgico do material no curso do processo, é também uma variável de entrada importante nos cálculos de forças, torques e potências de laminação, e conseqüentemente na qualidade dos produtos laminados e garantia da integridade dos equipamentos de conformação, tais como cilindros, eixos, mancais e motores. Cada laminador possui características específicas, torques e potências máximas suportadas em cada cadeira, e o desenvolvimento de novos materiais é condicionado por essas restrições. As TFM foram maiores nos passes de passagem de um perfil redondo para oval, exceto no passe 3 cuja configuração é de caixa para oval. A maior força de laminação nesses passes, principalmente nos passes 3, 5 e 7 que são os de maior valor absoluto, é justificada pela combinação de maior área de contato do esboço com os cilindros, maior deformação da largura e baixa redução na altura da barra. Na tendência geral as forças de laminação diminuem com o progresso da laminação. A TFM dos aços microligados ficou em média 8 % acima do aço Base, com diferenças máximas observadas nos passes 15 e 16 nas condições de acúmulo de deformação, cujos valores chegaram até 25 %. A liga contendo Nb não apresentou diferença significativa quando comparada à liga microligada somente ao V. Os torques são diretamente proporcionais às forças de laminação, logo seguem esse mesmo comportamento supracitado. A potência é função principalmente do torque e da rotação dos cilindros. Ao contrário da força e do torque, a potência de laminação tem tendência crescente, principalmente nas cadeiras iniciais.

Os cálculos de propriedades mecânicas foram realizados para as ligas microligadas através de equações da literatura, e por uma nova proposta que leva em consideração uma equação de regressão multilinear estabelecida a partir de dados experimentais

industriais acrescida de um fator de aumento de resistência por precipitação que leva em consideração a fração volumétrica precipitada e o tamanho do precipitado. Tanto a equação da literatura quando a proposta nesse trabalho levam em consideração a composição química e o tamanho de grão. A nova equação proposta é mais abrangente que a equação da literatura desenvolvida para aços baixo carbono, visto que a equação de regressão foi elaborada para aços com teor de carbono de até 0,8 %.

A partir dos resultados previstos, foram definidas condições termomecânicas e realizadas laminações industriais para fabricação de aços para segmento estrutural e para o segmento de conformação a frio. As laminações foram executadas e os resultados de propriedades atenderam plenamente às especificações dos produtos. Para o segmento de aços estruturais foi possível obter aços de alta resistência e ductilidade com soldabilidade adequada. Para o segmento de aços conformados a frio foi possível desenvolver um aço trefilado que atende as propriedades mecânicas de peças tradicionalmente fabricadas via processos de têmpera e revenimento.

6.8.2 Considerações científicas

A laminação a quente inicia-se com o aquecimento do aço para austenitização, e no caso de aços microligados para dissolver precipitados grosseiros provenientes da solidificação. Os elementos microligantes então dissolvidos podem contribuir para o refino de grão e/ou aumentar a resistência final, seja pelo efeito de arraste de soluto seja por precipitação. Ti, V e Nb possuem diferentes solubilidades de precipitados, e as quantidades colocadas em solução em uma mesma temperatura de reaquecimento são diferentes. Os cálculos termodinâmicos no Themocalc[®] mostraram que o Ti, mesmo em quantidade residual, forma nitretos difícil de dissolverem nas temperaturas usuais de laminação. Do ponto de vista positivo, o precipitado de Ti pode controlar o crescimento de grão austenítico no forno, o que não é essencial na laminação de longos em função da elevada quantidade de passes e de deformação acumulada. O aspecto negativo é que parte do Nb e do V co-precipita nas partículas grosseiras pré-existentes, tanto no coalescimento durante o reaquecimento quanto na precipitação induzida por deformação, e isso diminui o efeito dos microligantes no que tange ao controle

microestrutural e endurecedor. Na microscopia eletrônica de transmissão foi possível observar a presença de precipitados grosseiros (~ 45 nm) complexos na microestrutura da liga VNb que não foram dissolvidos no reaquecimento, assim como finos precipitados de Nb e V (~ 13 nm) formados durante a deformação. Essa é uma constatação importante pois mostra a possibilidade de formação de precipitados em ligas microligadas ao V e Nb mesmo em processos rápidos como a laminação de longos, e é uma validação dos cálculos de precipitação induzida por deformação apontados pelo modelo matemático. Na condição com temperatura de solubilização teoricamente suficiente para solubilizar os precipitados de Nb(C,N) com resfriamento acelerado nos passes finais de deformação, foi observado acúmulo de deformação e panqueamento de grãos, evidenciados no ensaio de torção a quente.

O estado da arte atual em modelagem matemática de aços longos possui modelos publicados na literatura. Em função dos tempos entre passes relativamente curtos e da pouca variação de temperatura de um passe a outro, os modelos anteriormente apresentados fazem simplificações do processo em função de sua complexidade, não permitindo assim um entendimento detalhado de cada etapa do processo. O modelo metalúrgico apresentado nesse trabalho permite, por exemplo, acompanhar a evolução da quantidade de microligantes desde o reaquecimento até a transformação de fases, as frações amaciadas entre passes e os tipos de recristalização associados, o acúmulo de deformações, a cinética de precipitação de Nb(C,N) e VN, as frações volumétricas de partículas formadas, a fração recristalizada dinamicamente, a tensão média de fluxo, o torque e a potência de laminação em cada passe, a evolução do tamanho de grão austenítico, o tamanho de grão ferrítico e as propriedades mecânicas de resistência e ductilidade. As simulações realizadas mostraram que na laminação de aços microligados longos ocorre pleno amaciamento entre passes na maior parte do processo, causado por recristalização estática e/ou metadinâmica. O modelo matemático indicou que haveria possibilidade de precipitação de VN e NbCN induzida por deformação principalmente nos últimos passes de laminação. Porém, mesmo com a precipitação na austenita, uma quantidade considerável de microligantes poderia chegar até a transformação de fases com potencial de precipitação na fase ferrítica.

6.8.3 Considerações tecnológicas

Ao longo desse trabalho foram utilizadas diferentes abordagens, teóricas e práticas, a fim de que fossem aplicados os conhecimentos científicos à produção industrial em massa. O conhecimento adquirido e a técnica desenvolvida foram essenciais para o melhor entendimento das relações de causa-efeito e permitiu aperfeiçoar os resultados da pesquisa apresentada na tese. A metodologia aplicada ao projeto possibilitou desenvolver avanços tecnológicos importantes, dos quais se pode destacar:

- A simulação completa do processo termomecânico de laminação de fio-máquina via ensaio de torção a quente, sendo geradas informações de curva tensão-deformação e microestrutura austenítica e final, e microdureza.
- A simulação do resfriamento final do fio-máquina no Stelmor[®] via ensaio de dilatometria. Foram avaliadas as influências do tamanho de grão austenítico prévio e da adição dos microligantes V e V+Nb no comportamento das curvas TRC, nas microestruturas formadas e na microdureza do material final.
- A construção e utilização de um modelo matemático para aços longos para prever a evolução microestrutural durante o processo de laminação a quente, a precipitação induzida por deformação de Nb(C,N) e VN, estimar forças de laminação e fazer previsões de propriedades mecânicas.
- O emprego de uma técnica de otimização de processo e liga através da ferramenta Solver aplicada ao modelo matemático metalúrgico.
- A substituição do microligante V por Nb, com possibilidades de reduzir a granulometria microestrutural e a variabilidade no produto final, sem detrimento das propriedades mecânicas.
- A possibilidade de produzir aços microligados em escala industrial e atender as principais especificações dos segmentos de aços estruturais e de aços para conformação a frio, mesmo com temperaturas de reaquecimento que não sejam excessivamente altas e nem temperaturas de acabamento muito baixas.

7 Conclusões

As principais conclusões obtidas nesse trabalho foram:

O modelo matemático apresentado, construído através de uma série de equações que descrevem fenômenos metalúrgicos individuais agrupadas em uma sequência lógica, descreveu com detalhes a evolução microestrutural de aços CMn e microligados. O modelo desenvolvido tem recursos para calcular: a deformação verdadeira e a taxa de deformação, a temperatura de solubilização, as quantidades dissolvidas de elementos microligantes no reaquecimento, as frações recristalizadas estaticamente e metadinamicamente entre os passes, a recristalização dinâmica, o crescimento de grãos recristalizados, a interferência da precipitação na recristalização, cinética de precipitação induzida por deformação para VN e Nb(C,N), a quantidade de elementos em solução sólida na austenita durante o processo, a fração volumétrica de precipitados, a temperatura prevista de transformação de fases, as propriedades mecânicas previstas de resistência e ductilidade, a deformação residual na austenita, a tensão de fluxo média, a força/torque/potência de laminação, o tamanho de grão austenítico e ferrítico finais, o custo estimado de manufatura. O modelo matemático apresentado pode ser aplicado em outros laminadores a quente de longos com diferentes configurações.

A modelagem matemática é uma importante ferramenta no desenvolvimento de produtos longos AHSS, pois é capaz de indicar possibilidades de ajustes químicos e dos parâmetros termomecânicos do processo. Junto ao modelo foi desenvolvido um método de otimização não linear, através do Solver[®], capaz de indicar oportunidades de melhoria de qualidade, produtividade e redução de custo.

O Nb se mostrou um importante recurso no desenvolvimento de produtos longos de alto valor agregado. Dentre as vantagens desse elemento quando adicionado em aços tradicionalmente microligados ao V, se destacam: 1) o refino da microestrutura austenítica tornando o aço menos susceptível a formação de fases frágeis que diminuem a ductilidade; 2) a redução da variabilidade de tamanho de grão, que representa melhor

qualidade no processamento e uso do produto final; 3) aumento da temperabilidade quando utilizado em temperaturas de conformação elevadas e o grão é grosseiro, o que permite produzir aços de alta resistência para aplicação estrutural e 4) Capacidade de controle de tamanho de grão tanto na forma de precipitado como em solução sólida.

As medições das tensões de fluxo médias em conjunto com os valores calculados indicam que é possível laminar aços microligados nos mesmos equipamentos utilizados para laminar aços CMn, e que os recursos dos atuais laminadores de longos são suficientes para se obter aços microligados com propriedades diferenciadas.

As medições realizadas via microscopia de transmissão indicaram que embora o processo de laminação de longos seja curto e as temperaturas de forno relativamente baixas, é possível obter precipitação induzida por deformação durante o processo, possibilitando acúmulo de deformação, refino de microestrutura e aumento de resistência.

As corridas industriais fabricadas, tanto para aplicações estruturais sísmicas quanto para conformação a frio, atenderam plenamente as principais especificações para esses produtos. Esses resultados abrem oportunidades de desenvolvimentos de produtos longos em diversas aplicações de engenharia.

8 Contribuições originais ao conhecimento

As contribuições originais ao conhecimento apresentadas nesse trabalho forma:

- a) Modelagem matemática do processo de laminação de aços longos microligados, capaz de prever recristalização, precipitação, forças de laminação e propriedades mecânicas;
- b) Simulação das condições termomecânicas de todo processo de laminação de fio-máquina através de ensaio de torção a quente, mostrando o comportamento das curvas tensão-tensão e das microestruturas para aços CMn e microligados ao V e Nb;
- c) Comparação das microestruturas e propriedades mecânicas de aço CMn, e microligados ao V e VNb, quando submetidos a processamento termomecânico de aços longos;
- d) Avaliação da influência do Nb quando adicionado à ligas tradicionais de V, evidenciando a influência desse elemento no aumento de resistência, no refino da microestrutura, na homogeneidade e na temperabilidade;
- e) Validação das tensões de fluxo médias calculadas com valores medidos em testes de torção a quente, tanto para aços CMn quanto microligados;
- f) Caracterização de precipitados de V e Nb induzidos por deformação formados durante o processo de conformação da austenita;
- g) Validação do tamanho de grão austenítico previsto pelo modelo com medições realizadas em amostras retiradas da linha industrial.

9 Relevância dos resultados

Diante das necessidades do ambiente econômico atual, a indústria siderúrgica sempre busca adequar aos desafios que estão no horizonte. Materiais que sejam mais resistentes e atendam a padrões ambientais mais elevados serão necessários. Novas gerações de aço continuam a ser desenvolvidas, possibilitando que fabricantes e construtores implementem projetos duráveis e leves.

Mais da metade do aço produzido em todo o mundo vai para construções de edifícios e infraestrutura, e as siderúrgicas de todo o mundo estão fornecendo cada vez mais soluções de construção que possibilitam construções com melhor eficiência energética. Aços avançados de alta resistência (AHSS) agora são usados para quase todos os novos projetos de veículos. Novas classes de AHSS permitem que as montadoras reduzam o peso do veículo em até 40 % em comparação com o aço convencional, que corresponde a uma redução de até 4 toneladas de gases do efeito estufa gerados na combustão do motor durante no ciclo de vida total do veículo.

Com o trabalho realizado espera-se otimizar ligas e processos para melhorar a qualidade dos produtos, e assim poder atender as mais restritas especificações de aços para a indústria e a construção civil. Além disso, espera-se adequar custos de fabricação, que envolvem quantidade de ferro-liga, consumo de gás de aquecimento de forno, tempo de laminação, redução de desvio, dentre outros. Produzir aços de maior exigência significa ter produtos de maior valor agregado, que apresentem melhor processabilidade nos processos subsequentes aos quais forem submetidos, e que garantem maior confiabilidade do produto em diversas aplicações. As oportunidades estão relacionadas ao desenvolvimento de novas linhas de produtos de aço que atualmente não estão disponíveis no mercado. A classe de materiais de alta resistência possibilita que sejam desenvolvidos novos projetos de engenharia com materiais de menor dimensão, que na abrangência permite reduzir custos de estoque, logísticos, soldagem e *lead time*.

10 Sugestões para trabalhos futuros

Para trabalhos futuros são recomendados os seguintes temas:

- Avaliar influência de diferentes teores de Ti e N na solubilidade dos precipitados de aços microligados ao V e Nb, e como esses teores podem afetar o tamanho de grão médio, sua distribuição e o endurecimento por precipitação.
- Caracterizar através de microscopia de transmissão os precipitados de aços microligados ao V e V+Nb, identificando a composição química, morfologia, distribuição e se foram formados na austenita, ferrita ou na interfase.
- Agregar ao modelo a cinética de precipitação de V, e se possível Nb, durante a transformação de fases e na fase ferrita.
- Avaliar efeito da adição de Nb na tenacidade, soldabilidade, entre outras propriedades de aços longos microligados.
- Realizar medições de forças e potência de laminação e comparar com valores calculados pelo modelo desenvolvido nessa tese.
- Validar o modelo matemático para outras ligas com diferentes teores de carbono, por exemplo aços eutetóides. Nessas ligas avaliar o efeito do Nb na dissolução de precipitados, no refinamento da microestrutura e nas propriedades mecânicas do material laminado.
- Fabricar novas ligas com composição química sugerida pela otimização, fazer laminação experimental e validar os dados de propriedades mecânicas.
- Desenvolver estudo mais abrangente para propor fatores de ajustes na equação de TFM, com diferentes composições químicas e condições termomecânicas, para por exemplo considerar a influência do V e da precipitação induzida por deformação.

11 Referências Bibliográficas

- ABAD, R., et al. 2001. Interaction between recrystallization and precipitation during multipass rolling in a low carbon niobium microalloyed steel. *ISIS International*. 11, 2001, Vol. 41, pp. 1373-1382.
- ABNT_NBR_6118. 2003. *Projeto de estruturas de concreto - Procedimento*. Rio de Janeiro : ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2003.
- ABNT_NBR_7480. 2007. *Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado - Especificação*. Rio de Janeiro : ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2007.
- AMTEL, N., GHOSH, G. and TIWARY, S. K. 2010. High Strength Nb Microalloyed Hot Rolled Steel Coils (Cut To Length Plates) For Structural Applications. [ed.] S. G. JANSTO and J. PATEL. *Niobium Bearing Structural Steels, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*. Warrendale, Pennsylvania, 2010, Vol. 1, pp. 77-87. ISBN 978-0-87339-755-1.
- ANDERSON, T. L. 1995. *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*. 2ª. s.l. : CRC Press, 1995.
- ARETXABALETA, Z., PEREDA, B. e LÓPEZ, B. 2014. Multipass hot deformation behaviour of high Al and Al–Nb steels. *Materials Science & Engineering A*. 2014, Vol. 600, pp. 37-46. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.001>.
- ASSUNÇÃO, A. L. 2007. Fechamento da Porosidade Central na Laminação de Fio-Máquina. *Dissertação de Mestrado*. UFMG, Belo Horizonte, Dezembro de 2007.
- ASTM A615 / A615M. 2003. *Standard Specification for Deformed and Plain Billet-Steel Bars for Concrete Reinforcement*. USA : ASTM, 2003.
- ASTM A706 / A706M. 2009. *Standard Specification for Low Alloy Steel Deformed and Plain Billet-Steel Bars for Concrete Reinforcement*. USA : ASTM, 2009.
- ASTM-A370. 2017. *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. ASTM International. West Conshohocken, PA : s.n., 2017. www.astm.org. DOI: 10.1520/A0370-17.
- ASTM-E112. 2003. Standard test methods for determining average grain size. *ASTM standard E112-96*. 2003.

- AWS, American Welding Society -. D1.4-92. Structural welding code — reinforcing steel. D1.4-92.
- BAI, D. Q. 1995. Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal. 1995. PhD Thesis.
- BAYOUMI, L. S. and LEE, Y. 2004. Effect of interstand tension on roll load, torque and workpiece deformation in the rod rolling process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, Vol. 145, pp. 7-13.
- BEYNON, J. H. e SELLARS, C. M. 1992. Modelling Microstructure and its Effects During Multipass Hot Rolling. *ISIJ International*. 1992, Vol. 32, 3, pp. 359-367.
- BLÁS, J. G. et al. 1989. Influência da Composição Química e da Velocidade de Resfriamento sobre o Ponto Ar₃ em Aços. *44º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, ABM*. 1989, Vol. 1, pp. 11-29.
- CAMPOS, S. S., MORALES, E. V. and KESTENBACH, H. J. 2001. On Strengthening Mechanisms in Commercial Nb-Ti Hot Strip Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. May 2001, Vol. 32A, pp. 1245-1248.
- CARVALHO, R. N. 2007. *Aspectos da Precipitação e da Recristalização na Laminação Contínua de Tubos sem Costura*. Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Belo Horizonte : s.n., 2007. Tese de doutorado.
- CARVALHO, R. N., et al. 2009. Evolução da Microestrutura de Aços Microligados ao VNb e ao VNbTi na Laminação Contínua de Tubos de Costura. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.* jul-set de 2009, Vol. 6, pp. 41-47. n.1.
- CHEN, W., et al. 2015. Investigation on the Strengthening and Toughening Mechanism of 500 MPa V-Nb Microalloyed Anti-Seismic Rebars. *Materials Science (Medziagotyra)*. 4, 2015, Vol. 21, pp. 536-542. <http://dx.doi.org/10.5755/j01.ms.21.4.9710>.
- CHO, S. H., KANG, K. B. and JONAS, J. J. 2001. The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-microalloyed Steel. *ISIJ International*. 1, 2001, Vol. 41, pp. 63–69.
- CODA, R. C. 2004. *Laminação: Processo, Calibração e Defeitos*. Porto Alegre, Brasil : Copar Engenharia, 2004.
- CODA, R. 2017. *Treinamento de Laminação de Fio-Máquina*. s.l. : Copar Engenharia e Tecnologia Industrial, 2017.

- DAROIT, M. 2012. Estudo de aço microligado ao vanádio para a produção de barra nervurada para concreto armado com característica de soldabilidade segundo a norma ABNT NBR 8965-1985. *Dissertação de Mestrado*. UFRGS, Porto Alegre, 2012.
- DUTTA, B. and SELLARS, C. M. 1987. *Materials Science and Technology*. 1987, Vol. 3, 197.
- . 1987. Effect of composition and process variables on Nb(C, N) precipitation in niobium microalloyed austenite. *Materials Science and Technology*. 3, 1987, Vol. 3, pp. 197-206. DOI:10.1179/mst.1987.3.3.197.
- EKELUND, S. 1933. The Analysis of Factors Influencing Rolling Pressure and Power Consumption in the Hot Rolling of Steel. *Steel*. 1933, Vol. 93.
- EN-10267. 1999. *Ferritic-pearlitic steels for precipitation hardening from hot-working temperatures*. s.l. : DIN, 1999. p. 20.
- FERNÁNDEZ, A. I., et al. 2000. Static recrystallization behaviour of a wide range of austenite grain sizes in microalloyed steels. *ISIJ International*. 9, 2000, Vol. 40, pp. 893-901.
- FIELDS, D. S. and BACKOFEN, W. A. 1957. American Society for Testing and Materials. 1957, Vol. 57, p. 1259.
- FONSTEIN, N. 2010. Effects of Nb, V and Ti on the Evolution of Structure in Medium Carbon Steels During Various Hot Forging Steps. [ed.] S. G. JANSTO and J. PATEL. *Niobium Bearing Structural Steels, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*. Warrendale, Pennsylvania, 2010, Vol. 1, pp. 461-475. ISBN 978-0-87339-755-1.
- GALLEGO, J. 2003. Investigação por microscopia eletrônica de transmissão do endurecimento por precipitação de carbonitretos em aços comerciais microligados ao vanádio. *Tese de doutorado*. UFSCar, São Carlos, 2003, p. 140.
- GIBBS, R. K., HODGSON, P. D. and PARKER, B. A. 1990. [ed.] T. CHANDRA. *Recrystallization 90*. 1990, p. 585.
- GLADMAN, T. 1997. *The physical metallurgy of microalloyed steels*. London : The Institute of Materials, 1997. pp. 81-211.
- GORNI, A. A. 2015. Steel Forming and Heat Treating Handbook. January 20, 2015.
- HAN, K., EDMONDS, D. V. e SMITH, G.D. W. 2001. Optimization of Mechanical Properties of High-Carbon Pearlitic Steels with Si and V Additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 6, June de 2001, Vol. 32, pp. 1313-1324. ISSN 1543-1940.

- HEISTERKAMP, F. e CARNEIRO, T. 2001. Niobium Science and Technology. *Niobium 2001 Ltd.* 2001, p. 53.
- HODGSON, P. D. and GIBBS, R. K. 1992. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*. N° 12, september 1992, Vol. 32, pp. 1329-1338.
- HODGSON, P. D., et al. 1995. *Proc. Int. Conf. Microalloying '95*. 1995, p. 341.
- HUDD, R. C., JONES, A. and KALE, M. N. 1971. A method for calculating the solubility and the composition of carbonitride precipitates in steel with particular reference to niobium carbonitride. *Journal of The Iron and Steel Institute*. 1971, pp. 121-124.
- IRVINE, K. J., PICKERING, F. B. and GLADMAN, T. 1967. Grain-Refined C-Mn Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*. Feb 1967, Vol. 2, 205, pp. 161-182.
- ISO_898. 2013. *Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel*. ISO. 2013.
- JANSTO, S. G. 2010. Niobium-Bearing Structural Steels for the 21st Century. [ed.] S. G. JANSTO and J. PATEL. *Niobium Bearing Structural Steels, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*. Warrendale, Pennsylvania, 2010, Vol. 1, pp. 1-27. ISBN 978-0-87339-755-1.
- JONAS, J. J. 2000. The Hot Strip Mill as an Experimental Tool. *ISIJ International*. 8, 2000, Vol. 40, pp. 731-738.
- KARJALAINEN, L. P., MACCAGNO, T. M. e JONAS, J. J. 1995. Softening and Flow Stress Behaviour of Nb Microalloyed Steels During Hot Rolling Simulation. *ISIJ International*. 12, 1995, Vol. 35, pp. 1523-1531.
- KAWAI, R. 1985. University of Sheffield. 1985. Master thesis.
- KESTENBACH, H. J. e GALLEGO, J. 2001. On dispersion hardening of microalloyed hot strip steels by carbonitride precipitation in austenite. *Scripta Materialia*. 5, 2001, Vol. 44, pp. 791-796. PII: S1359-6462(00)00660-6.
- KESTENBACH, H. J., CAMPOS, S. S. and MORALES, E. V. 2006. Role of interphase precipitation in microalloyed hot strip steels. *Materials Science and Technology*. 6, 2006, Vol. 22, pp. 615-626. DOI 10.1179/026708306X81487.

- LAASRAOUI, A. and JONAS, J. J. 1991. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. *Metallurgical Transactions A*. July 1991, Vol. 22A, pp. 1545-1558.
- LAPOINTE, A. J. and BAKER, T. N. 1982. Analysis of strengthening contribution at peak hardening from precipitation in vanadium continuously cooled from austenite. *Metal Science*. 1982, Vol. 16, pp. 207-216.
- LEE, Y. and KIM, H. J. 2002. An Approximate Model for Predicting Roll Force in Rod Rolling. *KSME International Journal*. 4, 2002, Vol. 16, pp. 501-511.
- LEE, Y. and KIM, Y. H. 2001. Approximate Analysis of the Roll Force in a Round-Oval-Round Pass Rolling Sequence. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001, Vol. 113, pp. 124-130.
- LEE, Y. 1999. Calculating Model of Mean Strain in Rod Rolling Process. *ISIJ International*. 1999, Vol. 39, pp. 961-964.
- LEE, Y., CHOI, S. and HODGSON, P. D. 2002. Integrated model for the thermo-mechanical controlled process in rod (or bar) rolling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2002, Vols. 125-126, pp. 678-688.
- LEE, Y., KIM, H. J. and HWANG, S. M. 2001. Analytic model for the prediction of mean effective strain in rod rolling process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001, Vol. 114, pp. 81-83.
- LIU, J. e YANAGIMOTO, J. 2002. Three-dimensional Numerical Analysis of Microstructural Evolution in and after Bar and Shape Rolling Processes. *ISIJ International*. 8, 2002, Vol. 42, pp. 868-875.
- MA, L. Q., et al. 2007. Modeling of Dynamic Recrystallization and Flow Stress of Nb-Bearing Steels. *Multidiscipline Modeling in Mat. and Str.* 1, 2007, Vol. 3, pp. 27-42.
- MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J. and HODGSON, P. D. 1996. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. *ISIJ International*. N°6, 1996, Vol. 36, pp. 720-728.
- MANOHAR, P. A., et al. 2003. Computational Exploration of Microstructural Evolution in a Medium C-Mn Steel and Applications to Rod Mill. *ISIJ International*. 9, 2003, Vol. 43, pp. 1421-1430.

- MEDINA, S. F. e QUISPE, A. 2001. Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Microalloyed Steels. *ISIJ International*. 7, 2001, Vol. 41, pp. 774–781.
- MEDINA, S. F., QUISPE, A. and GOMEZ, M. 2014. Model for Strain-Induced Precipitation Kinetics in Microalloyed Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. March 2014, Vol. 45A, pp. 1524-1539. DOI: 10.1007/s11661-013-2068-1.
- MICROSOFT. 2015. Definir e resolver um problema usando o Solver. *Support Office Excel 2010*. [Online] Microsoft, 2015. [Citado em: 23 de agosto de 2015.] <https://support.office.com/pt-br/article/Definir-e-resolver-um-problema-usando-o-Solver-9ed03c9f-7caf-4d99-bb6d-078f96d1652c>.
- MINAMI, K., et al. 1996. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Nb Steels. *ISIJ International*. N°12, september 1996, Vol. 36, pp. 1507-1515.
- MISAKA, Y. and YOSHIMOTO, T. 1967. *Journal Japan Society of Technological Plasticity*. 1967, Vol. 8, p. 414.
- MISRA, R. D. K., et al. 2001. Materials Science Technology. *Ultrahigh Strength Hot Rolled Microalloyed Steels: Microstructural Aspects of Development*. 2001, Vol. 17, pp. 1119-1129. <http://dx.doi.org/10.1179/026708301101511040>.
- MORALES, E. M. 2010. *A Clear and Present Danger 2 - The Use of QT or TMT Rebars in Seismic Zone 4*. Philippines : s.n., 2010. pp. 1-12. <http://www.pgatech.com.ph/mwg-internal/de5fs23hu73ds/progress?id=Snt8Wj-dZXV1ncWZHzIJn1FfVFqorWdwt3JqcnnGgU4>,.
- MORALES, E. V., et al. 2013. Strengthening mechanisms in a pipeline microalloyed steel with a complex microstructure. *Materials Science & Engineering A*. 2013, Vol. 585, pp. 253–260.
- MORRISON, W. B. 2010. Historical Perspective on the use of Niobium Microalloying in Structural Steels. [ed.] S. G. JANSTO and J. PATEL. *Niobium Bearing Structural Steel*, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society). Warrendale, Pennsylvania, 2010, Vol. 1, pp. 29-43. ISBN 978-0-87339-755-1.
- MULLER, C. E. 2015. Precipitation during continuous casting. *Tese de doutorado*. Technischen Universität Berlin, Dezember 2015, p. 130.

OLIVEIRA, F. G. 2016. *Modelo matemático de evolução microestrutural de fio-máquina microligado ao nióbio laminado a quente*. Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte : s.n., 2016. Dissertação de Mestrado.

OLIVEIRA, J. S. 2010. *Avaliação Experimental e Teórica do Torque no Laminador de Chapas Grossas da Usiminas*. Belo Horizonte : Dissertação de mestrado, 2010.

PARK, S. H. 1991. *Modelling and measurement of the continuous-cooling-precipitation kinetics of Nb(C,N) in HSLA steels*. Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University. Montreal, Canada : s.n., 1991. p. 208, Doctor of Philosophy Thesis.

PEREDA, B., RODRIGUES-IBABE, J. M. e LÓPEZ, B. 2008. Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels during Multipass Rolling. *ISIJ International*. 2008, Vol. Vol. 48, pp. pp.1457-1466.

POLIAK, E. I. and JONAS, J. J. 2003. Critical Strain for Dynamic Recrystallization in Variable Strain Rate Hot Deformation. *ISIJ International*. N°5, 2003, Vol. 43, pp. 692–700.

PUSSEGODA, L. N. e JONAS, J. J. 1991. Comparison of Dynamic Recrystallization and Conventional Controlled Rolling Schedules by Laboratory Simulation. *ISIJ International*. 3, 1991, Vol. 31, pp. 278-288.

REIS, E. G. 2007. *Modelo Matemático para Previsão das Propriedades Mecânicas na Laminação a Quente de Perfis Estruturais*. Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Belo Horizonte : Brasil, 2007. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas.

RIOS, P. R., et al. 2007. Effect of Nb on dynamic strain induced austenite to ferrite transformation. *Materials Science and Technol.* 4, 2007, Vol. 23, pp. 417-422. DOI 10.1179/174328407X168900.

ROUCOULES, C., YUE, S. and JONAS, J. J. 1993. *Proc. Int. Conf. on Modeling of Metal Rolling Processes*. 1993, p. 165.

—. 1993. Effect of Dynamic and Metadynamic Recrystallization on Rolling Load and Microstructure. *Proceedings in:1st International Conference on Modelling of Metal Rolling Process*. 1993, pp. 165-179.

- SCHEIL, E. 1935. Arch. Eisenhüttenwes. 12, 1935, p. 565.
- SELLARS, C. M. and WHITEMAN, J. A. 1976. Controlled Processing of HSLA Steels. *Product Technology Conf.* 1976.
- SELLARS, C. M. 1985. Computer modeling of hot working processes. *Materials Science and Technology*. 1985, Vol. 1, pp. 325-332.
- SELLARS, C. M. e BEYNON, J. H. 1984. Microstructural Development During Hot Rolling of Titanium Microalloyed Steels. [ed.] D. P. DUNNE e T. CHANDRA. *In: Conference on High Strength Low Alloy Steels*. 1984, pp. 142-150.
- SELLARS, C. M. 1990. Modeling Microstructural Development During Hot Rolling. *Materials Science and Technology*. 1990, Vol. 6, pp. 1072-1081.
- SENUMA, T., et al. 1984. *Tetsuto-Hagané*. 1984, Vol. 70, p. 2112.
- SICILIANO, F. and JONAS, J. J. 1999. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University. Montreal : Canada, 1999. p. 165, PhD Thesis of Metallurgical Engineering.
- . 2000. A mathematical modeling of hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2, 2000, Vol. 31A, pp. 511-530.
- SICILIANO, F. 1999. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University. Montreal : Canada, 1999. p. 165, PhD Thesis of Metallurgical Engineering.
- SICILIANO, F., et al. 1996. Mathematical Modeling Of The Mean Flow Stress, Fractional Softening And Grain Size During The Hot Strip Rolling Of C-Mn Steels. *ISIJ International*. 1996, Vol. 36, 12, pp. 1500-1506.
- SOBRAL, M. D. C. 2004. Análise do processo termomecânico de placas finas de aço microligado V-Nb com ênfase na precipitação de carbonitretos. *Tese de doutorado*. UNICAMP, Campinas, 2004, p. 147.
- SPEER, J., MATLOCK, D. and KRAUSS, G. 2006. Recent Developments in the Physical Metallurgy of Ferrous Long Products. *Transactions Indian Institute of Metallurgy*. October 2006, Vol. 59, 5, p. 756.
- STAHLEISEN, V. 1996. *The Appearance of Cracks and Fractures in Metallic Materials*. 1ª. Cambridge : Stahleisen-Verlag, 1996.

- TURKDOGAN, E. T. 1989. Causes and Effects of Nitride and Carbonitride Precipitation During Continuous Casting. *Iron & Steelmaker*. 3, 1989, pp. 61-75.
- UNIVERSIA. 2000. Utilizando o Excel Solver. *Universia*. [Online] Outubro de 2000. [Citado em: 02 de janeiro de 2016.] <http://mit.universia.com.br/15/15053/pdf/usingexcelsolver.pdf>.
- URANGA, P., et al. 2016. Application of Practical Modeling of Microalloyed Steels for Improved Metallurgy, Productivity and Cost Reduction in Hot Strip Mill Applications. *Proceedings of AISTech 2016 Conference*. May 16-19, 2016, pp. 1769-1778.
- URANGA, P., et al. 2004. Modeling of Austenite Grain Size Distribution in Nb Microalloyed Steels Processed by Thin Slab Casting and Direct Rolling (TSDR) Route. *ISIJ International*. 8, 2004, Vol. 44, pp. 1416-1425.
- URANGA, P., et al. 2003. Transition between static and metadynamic recrystallization kinetics in coarse Nb microalloyed austenite. *Materials Science and Engineering A*. 1-2, 2003, Vol. 345, pp. 319-327.
- VANDER VOORT, G. F. 1984. *Metallography Principles and Practice*. London : McGraw-Hill Book Company, 1984.
- WORDAUTOSTEEL. 2013. Advanced High Strength Steel (AHSS) - Application Guidelines. [Online] 06 de 2013. [Citado em: 12 de 09 de 2013.] <http://www.worldautosteel.org/projects/ahss-guidelines/>.
- WorldAutoSteel. 2011. *FutureSteelVehicle – Final engineering report*. 2011. <http://www.autosteel.org/Programs/Future%20Steel%20Vehicle.aspx>.
- WRIGHT, M. 2013. Reinforcing Bar – A Comparison of Current Global Standards and Future Directions. *Proceedings of the SEAISI Conference & Exhibition*. June 3-6, 2013.
- WULPI, D. J. 1999. *Understanding How Components Fail*. 2^a. s.l. : ASM International, 1999.
- XU, K., et al. 2011. Model of Microalloy Precipitation During Continuous Casting and Reheating. *Iron & Steel Technology*. 10, October 2011, Vol. 8, pp. 59–68.
- YADA, H. 1993. *Journal Japan Society of Technological Plasticity*. 384, 1993, Vol. 34, p. 34.
- . 1988. Prediction of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Hot Strip Rolling. [ed.] G. E. RUDDLE and A. F. CRAWLY. *Proceeding in: Int. Symp. on Accelerated Cooling of Rolled Steel*. 1988, pp. 105-119.

—. 1987. Prediction of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Hot Strip Rolling. [ed.] G. E. RUDDLE and A. F. CRAWLY. *Proceeding in: Int. Symp. on Accelerated Cooling of Rolled Steel*. 1987, pp. 105-119.

12 Publicações do autor relacionadas com o trabalho

OLIVEIRA, FELIPE ; LINO, RONEY ; BARBOSA, RONALDO. Mathematical Model of Microstructural Evolution of Hot Rolled Wire Rods for Nb Microalloyed Steels. MATERIALS SCIENCE FORUM (ONLINE), v. 879, p. 181-186, 2016. (PUBLICADO)

LINO, R. E. ; OLIVEIRA, F. G. ; REIS, L. ; BARBOSA, L. ; LIMA, E. ; COSTA NETO, J. G. ; BARBOSA, R. Desenvolvimento de vergalhão em rolo microligado de alta resistência. In: ABM WEEK, 2017, SÃO PAULO. ABM WEEK 2017. SÃO PAULO: ABM, 2017. v. 1. (PUBLICADO)

LINO, R. E. ; PRADO, J. ; BARBOSA, L. ; OLIVEIRA, F. G. ; REIS, L. ; BARBOSA, R. Development of high strength microalloyed coiled rebar. In: AISTech 2017, 2017, Pennsylvania. AISTech Conference Proceedings. Warrendale: Association for Iron & Steel Technology, 2017. (PUBLICADO)

OLIVEIRA, F. G. ; LINO, R. E. ; BARBOSA, R. Mathematical model of microstructural evolution of hot rolled wire rods for Nb microalloyed steels. In: THERMEC 2016, 2016, Graz. THERMEC 2016, 2016. p. 1-6. (PUBLICADO)

MOURA, T. ; OLIVEIRA, F. G. ; LINO, R. E. ; BARBOSA, R. Mathematical model of microstructural evolution and alloy design for Nb microalloyed steels. In: TMP 2016 5th INTERNATIONAL CONFERENCE THERMOMECHANICAL PROCESSING, 2016, MILAN. p. 1-6. (PUBLICADO)

R. LINO, L. BARBOSA, J. PRADO, F. OLIVEIRA, L. REIS and R. BARBOSA. Development of High-Strength Microalloyed Coiled Rebar. Iron & Steel Technology, 2018.

R. LINO and R. BARBOSA. Modelling of microstructural evolution during hot rolling of C-Mn wire rods: an updated version. 2018. (PRONTO PARA PUBLICAÇÃO)

13 Anexos

13.1 Anexo 1: cálculo da deformação equivalente

A deformação equivalente no passe pode ser calculada como se segue e como mostrado na Figura 4.1.

Toma-se um paralelepípedo w_i, H_i, L_i no início do passe e w_p, H_p, L_p ao final do passe. A deformação equivalente no passe é dada por

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2]^{1/2}$$

sendo $\varepsilon_1 = \varepsilon_w$, $\varepsilon_2 = \varepsilon_H$ e $\varepsilon_3 = \varepsilon_L$, logo,

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 + (\varepsilon_H - \varepsilon_L)^2 + (\varepsilon_w - \varepsilon_L)^2]^{1/2}$$

Lembrando que $\varepsilon_w + \varepsilon_H + \varepsilon_L = 0$, tem-se que $\varepsilon_L = -(\varepsilon_w + \varepsilon_H)$, logo

$$(\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 = (\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2$$

$$(\varepsilon_w - \varepsilon_L)^2 = \{\varepsilon_w - [-(\varepsilon_w + \varepsilon_H)]\}^2 = \{\varepsilon_w + (\varepsilon_w + \varepsilon_H)\}^2 = \{2\varepsilon_w + \varepsilon_H\}^2$$

$$(\varepsilon_H - \varepsilon_L)^2 = \{\varepsilon_H - [-(\varepsilon_w + \varepsilon_H)]\}^2 = \{\varepsilon_H + (\varepsilon_w + \varepsilon_H)\}^2 = \{2\varepsilon_H + \varepsilon_w\}^2$$

logo,

$$(\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 + (\varepsilon_w - \varepsilon_L)^2 + (\varepsilon_H - \varepsilon_L)^2 = (\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 + (2\varepsilon_w + \varepsilon_H)^2 + (2\varepsilon_H + \varepsilon_w)^2$$

ou,

$$(\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 = \varepsilon_w^2 - 2\varepsilon_w\varepsilon_H + \varepsilon_H^2$$

$$(2\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 = 4\varepsilon_w^2 + 4\varepsilon_w\varepsilon_H + \varepsilon_H^2$$

$$(2\varepsilon_H - \varepsilon_w)^2 = 4\varepsilon_H^2 + 4\varepsilon_w\varepsilon_H + \varepsilon_w^2$$

e

$$(\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 + (\varepsilon_w - \varepsilon_L)^2 + (\varepsilon_H - \varepsilon_L)^2 = 6\varepsilon_w^2 + 6\varepsilon_H^2 + 6\varepsilon_w\varepsilon_H$$

voltando à definição de deformação equivalente,

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_w - \varepsilon_H)^2 + (\varepsilon_H - \varepsilon_L)^2 + (\varepsilon_w - \varepsilon_L)^2]^{1/2}$$

$$= \frac{\sqrt{2}}{3} [6(\varepsilon_w^2 + \varepsilon_H^2 + \varepsilon_w\varepsilon_H)]^{1/2}$$

$$= \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{2}\sqrt{3}[\varepsilon_w^2 + \varepsilon_H^2 + \varepsilon_w\varepsilon_H]^{1/2}$$

$$= \frac{2}{\sqrt{3}}[\varepsilon_w^2 + \varepsilon_H^2 + \varepsilon_w\varepsilon_H]^{1/2}$$

Lembrando que $\varepsilon_w = \ln\left(\frac{w_i}{w_p}\right)$ e $\varepsilon_H = \ln\left(\frac{H_i}{H_p}\right)$, tem-se finalmente que

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{\sqrt{2}}{3} \left\{ \left[\ln\left(\frac{w_i}{w_p}\right) \right]^2 + \left[\ln\left(\frac{H_i}{H_p}\right) \right]^2 + \left[\ln\left(\frac{w_i}{w_p}\right) \ln\left(\frac{H_i}{H_p}\right) \right] \right\}^{1/2}$$

13.2 Anexo 2: cálculo da concentração de Nb em solução sólida

A concentração de Nb em solução sólida pode ser obtida através da solução algébrica do seguinte sistema de equações (ver detalhes na seção 3.2.2):

$$\frac{[Nb]_{liga} - [Nb]_{ss}}{[C]^{0,7} [N]^{0,2}_{liga} - [C]^{0,7} [N]^{0,2}_{ss}} = 8,3$$

$$[Nb]_{ss} \times [C]^{0,7} [N]^{0,2}_{ss} = k_s$$

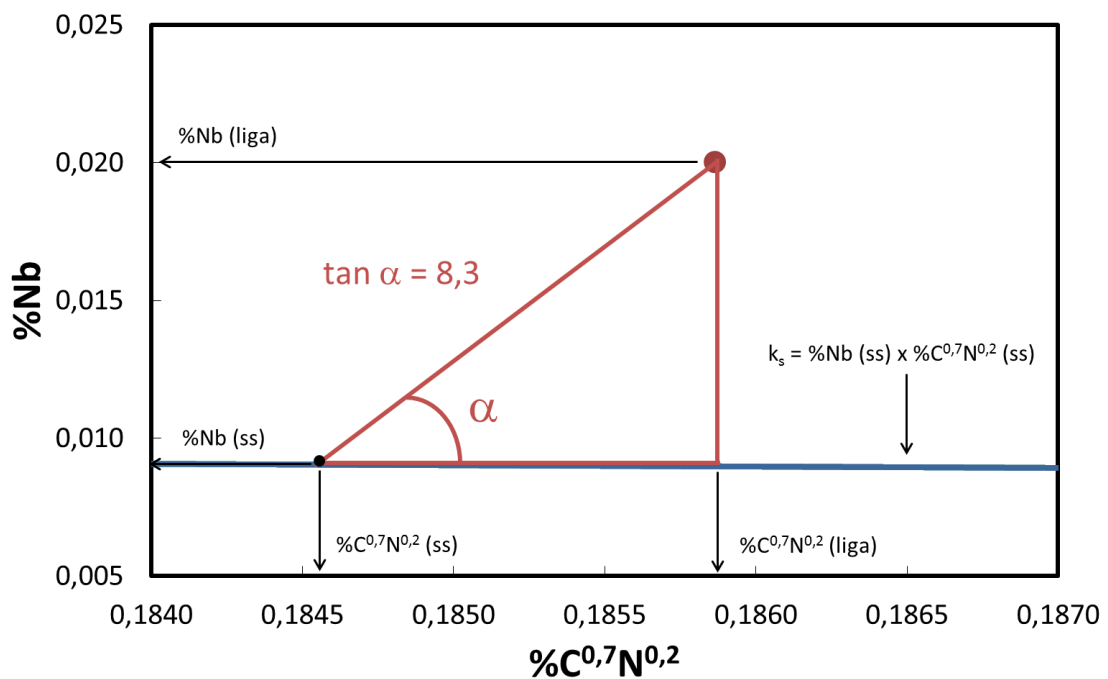


Figura 13.1 Diagrama mostrando detalhes que realçam a maneira utilizada na obtenção do sistema de equações.

Esse sistema de equações pode ser resolvido da seguinte forma:

$$[Nb]_{ss} = [Nb]_{liga} - 8,3[C]^{0,7} [N]^{0,2}_{liga} + 8,3[C]^{0,7} [N]^{0,2}_{ss}$$

$$[C]^{0,7} [N]^{0,2}_{ss} = \frac{k_s}{[Nb]_{ss}}$$

Substituindo o termo $C^{0,7}N^{0,2}$, obtém-se:

$$[Nb]_{ss}^2 - [Nb]_{ss} \left([Nb]_{liga} - 8,3[C]^{0,7}[N]^{0,2}_{liga} \right) - 8,3k_s = 0$$

O percentual de Nb em solução sólida é igual à raiz positiva da equação de segundo grau acima:

$$[Nb]_{ss} = \frac{[Nb]_{liga} - 8,3[C]^{0,7}[N]^{0,2}_{liga} + \sqrt{\left([Nb]_{liga} - 8,3[C]^{0,7}[N]^{0,2}_{liga} \right)^2 + 4 \times 8,3k_s}}{2}$$

13.3 Anexo3: valores do fator multiplicador m para precipitados de V e de Nb

Os valores de m para os principais precipitados de V e de Nb estão listados na Tabela 13.1 a seguir (GORNI, 2015):

Tabela 13.1 Valores do fator multiplicador m para os principais precipitados de V e Nb.

Tipo	Estrut.	a, nm	Moléc. por cél. unitária	M elementos, g/mol	M precip., g/mol	ρ , g/cm ³	Vol. molar, cm ³ /mol	Fator multip- licador, m
VC	CFC	0,42	4	V=51, C=12	63	5,85	10,81	1,66
VN	CFC	0,41	4	V=51, N=14	65	6,18	10,52	1,63
NbC	CFC	0,45	4	Nb=93, C=12	105	7,85	13,39	1,13
NbN	CFC	0,44	4	Nb=93, N=14	107	8,42	12,72	1,08
NbCN	CFC	0,44	4	Nb=93, C=12 N=14	119	9,29	12,80	1,08

A densidade dos campos mostrada na tabela se calcula conforme:

$$\rho = \frac{n M}{(a \cdot 10^{-10})^3 N}$$

onde ρ é a densidade (kg/m³), n o número de átomos por célula unitária (2 para CCC e 4 para CFC), M a massa molar (kg/mol), a o parâmetro de rede (Å) e N o número de Avogadro (6,023x10²³ mol⁻¹).