

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

CLÁUDIA NAZARÉ DOS SANTOS

**ASPECTOS CRISTALOGRAFICOS DA TRANSFORMAÇÃO
MARTENSÍTICA DE UMA LIGA Fe-27%Ni**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientação: Carlos Sérgio da Costa Viana - Ph. D.
Co-orientação: Andersan dos Santos Paula - D.C.

Rio de Janeiro

2008

c2008

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do autor e do orientador.

S237a Santos, Cláudia Nazaré dos.

Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga Fe-27%Ni/ Cláudia Nazaré dos Santos. – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2008.

120p. : il., tab.

Tese (Doutorado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2008.

1. Ligas ferrosas. 2. MEV. 3. Programas. I. Título. II. Instituto Militar de Engenharia.

CDD 669

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

CLÁUDIA NAZARÉ DOS SANTOS

**ASPECTOS CRISTALOGRAFICOS DA TRANSFORMAÇÃO
MARTENSÍTICA DE UMA LIGA Fe-27%Ni**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientadora: Carlos Sérgio da Costa Viana – Ph. D.

Co-orientador: Andersan dos Santos Paula - D.C.

Aprovada em de maio de 2008 pela seguinte Banca Examinadora:

Prof. Carlos Sérgio da Costa Viana – PhD do IME – Presidente

Prof. Andersan dos Santos Paula - D.C. da CSN

Prof. André Luiz Pinto - D.C. do IME

Prof. José Ricardo Gomes Matheus - D.C. do IME

Prof. Juan Carlos Garcia de Blas - D.C. da COPPE

Prof. Najda Valéria Vasconcellos de Avila - D.C. da UFF

Rio de Janeiro

2008

À minha família toda a minha gratidão e respeito, por serem
especiais e onipresentes.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo dom da vida.

Agradecemos ao Professor José Roberto Guimarães pela doação do material utilizado neste trabalho.

Agradecemos a Companhia Nacional Siderúrgica (CSN), especialmente ao Paulo Campissi, pelo tratamento de laminação a quente do material.

Agradeço ao Instituto Militar de Engenharia (IME) pela oportunidade e espaço cedido. Agradeço ao CNPq pela bolsa de doutorado concedida durante os dois primeiros anos de realização deste trabalho.

Ao professor Viana que me deu um segundo voto de confiança quando me aceitou como aluna de Doutorado. Telefonemas intermináveis... Chegamos ao fim! Obrigada por tudo que ao longo da nossa convivência e da falta dela pude ter o prazer de aprender.

A Andersan que prontamente e carinhosamente aceitou o desafio de ser coorientadora desse trabalho, que ouviu minhas reclamações, ajudou nas análises de metalografia, que me deu força para não desistir quando me cansei, que esteve tempo integral do meu lado, obrigada.

Aos “culpados” pela minha existência, meus pais! Pessoas especiais, fonte de coragem, determinação e aconchego. Às minhas tias que na inocência não cansaram de impulsionar o fechamento desse ciclo. Amo vocês!

Aos meus irmãos, Viviane e Vitor, indiscutivelmente maravilhosos, indispensáveis. Obrigada pelo apoio, conselhos, aconchego. Vocês são a mistura exata de tudo o que quero ser... Obrigada por tudo, emocional e financeiramente!

Aos cunhados Luiza, Flávio e Deir obrigada pelo apoio e torcida.

Ao inesquecível professor José Luiz Aarestrup Alves por me iniciar na pesquisa e acreditar no meu potencial e ao amigo Luiz Cláudio de Carvalho por mesmo distante torcer por mim.

A minha mãezinha carioca... Rose! Sem você acho que esse Doutorado não seria! Você foi apoio, coragem, fé, amiga, irmã... TUDO para mim! Sem você não teria tratamento térmico, ombro pra chorar, burocracias vencidas e o principal, ânimo... Amo você e sua família demais! Não me esquece.

Ao Carlos Roberto (Laboratório de Materiais Cerâmicos), muito obrigada! Se não tivesse ajudado no tratamento térmico, não teria material para realizar o trabalho de tese. Ao Joel (Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura) pelas micrografias, pela amizade e atenção. Ao Leonardo (Laboratório de Ensaios Mecânicos) pelas análises de Microdureza, ao Zezinho (Laboratório de Materiais Compósitos) pela disponibilidade de sempre. Valeu pelo apoio e carinho durante todo o processo.

Agradecemos ao Sérgio Lobianco e a Nilza do Instituto Nacional de Tecnologia (INT) pelas análises de Difração de Raios-X.

Aos Majores Bortolini e Sousa Fernandes um carinho todo especial por terem me ajudado a lutar em uma das etapas mais difíceis do Doutorado. A amizade e companheirismo nas adversidades foram cruciais para a vitória. Tem coisas que a gente só faz uma vez na vida né? Qualificação é uma delas!

Ao Tibério, não tenho palavras pra expressar o quanto aprendi contigo! Obrigada meu amigo por ter amenizado dores e acalentado paranóias. Estou aprendendo a ter paciência comigo...

Aos amigos eternizados Cristiane, Fernandão, Itamar, Christian, Vivienne, Rodrigo, Cap Wagner, Sheyla, Elaine, Alisson, Alberto, Douglas, Amílcar, Michelly, Gleicy, Wagner, Naylor, Diegles... Que mesmo na distância mantiveram o contato para que eu não perdesse meu referencial, minha meta! Muito obrigada, tenho saudades de tudo!

Aos que tive contato ao longo do Doutorado, Maria Elisa, Márcia, Dora, Luiz Eduardo, pela convivência no início do curso e aos amigos que fiz, ao Alan, pela companhia nas análises de MIO durante o mês de janeiro, a Tatiana pelo apoio e encorajamento, a Vera pela companhia até nas reclamações e ao Major Samuel por ter me escutado tanto nos momentos conflituosos quanto nas alegrias e ter em tempo integral, acreditado em mim!

Aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais do IME pelos ensinamentos e esclarecimentos que contribuíram para o andamento deste trabalho. Aos professores inesquecíveis; Leila, Carlos e Major Pinto o meu respeito e carinho pela disponibilidade de todos os dias e pela boa vontade em ensinar.

A Heloisa e Sandra, secretárias da pós-graduação e da graduação em Ciência dos Materiais respectivamente, obrigada por facilitarem algumas burocracias e obrigada pela atenção.

Aos membros do Colégio Militar do Rio de Janeiro, que facilitaram a continuação do meu Doutorado depois que comecei a lecionar. A todos, obrigada pelo apoio e torcida. E aos meus alunos... Obrigada pelo carinho e incentivo.

Agradeço aos amigos que fiz ao longo dessa caminhada e que já são eternos; Damatta, Fernanda, Rhaísa e família, Menna, Luana, Ana Cristina, Vimercati, Ricete e Renata que participou de perto do fechamento desse trabalho, dando conforto, incentivo e apoio e a todos que a cada dia me davam apoio, muito obrigada por amenizarem minha vida no Rio.

Ao Marcelo um presente que chegou na minha vida no tumulto de fechamento desse trabalho e encheu de paz os meus dias!

Agradeço aos meus amigos incondicionais que respeitaram a minha ausência das terras mineiras; Fábio, Girlene, Cláudio e família, D. Geni e família, Sônia, Lauro, Lucilene, Mônica, muito obrigada pelos emails, telefonemas e alegrias mineiras!

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	12
LISTA DE TABELAS.....	16
LISTA DE SÍMBOLOS.....	19
LISTA DE SIGLAS	20
1. INTRODUÇÃO	22
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1. Transformação martensítica – Aspectos gerais.....	24
2.1.1 Aspectos cinéticos, termodinâmicos e cristalográficos	27
2.1.1.1. Aspectos cinéticos	27
2.1.1.2. Aspectos termodinâmicos.....	29
2.2. Aspectos cristalográficos	32
2.2.1. Relações de orientação entre os componentes da mãe e do produto.....	33
2.2.2 Teoria fenomenológica da transformação martensítica	35
2.2.3. Comparação dos mecanismos de Bain, Kurdjumov-Sachs e Nishiyama-Wassermann.....	44
2.2.4. Variantes e seleção de variantes.....	47
2.2.5. Maclagem no sistema cúbico.....	51
2.3. Caracterização estrutural de ligas ferrosas com transformações martensíticas.....	52
2.3.1. Microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	52
2.3.2. Uso da técnica de EBSD para microscopia de imagem por orientação (MIO) na transformação martensítica.....	55
2.3.3. Difração de raios X	57
2.4. Modelamento da transformação martensítica.....	59
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	66
3.1. Material	66
3.2. Laminação	67

3.3.	Parâmetros do tratamento térmico	68
3.4.	Caracterização das amostras	69
3.4.1.	Nomenclatura das amostras	69
3.4.2.	Análise metalográfica	69
3.4.3.	Ensaio de microdureza	70
3.4.4.	Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	70
3.4.5.	Difração de raios X	71
3.5.	Técnica de EBSD para microscopia de imagem por orientação (MIO).....	71
3.6.	Procedimento teórico – Programas	73
4.	RESULTADOS	80
4.1.	Caracterização das amostras	80
4.1.1.	Análise metalográfica	80
4.1.2.	Microscopia eletrônica de varredura - MEV	82
4.1.3.	Ensaio de microdureza	83
4.1.4.	Difração de raios X	83
4.2.	Técnica de EBSD para microscopia de imagem por orientação(MIO).....	85
4.3.	Resultados dos programas.....	88
4.3.1.	Eixos e ângulos da relação N-W.....	88
4.3.2.	Orientações produto resultantes de K-S.....	89
4.3.3.	Orientações resultantes da maclagem no ccc	91
4.3.4.	Relação de orientação.....	93
4.3.4.1.	Relação de orientação austenita-martensita amostra 800N	93
4.3.4.2.	Relação de orientação dentro da martensita amostra 800N.....	97
4.3.4.3.	Relação de orientação austenita-martensita amostra 1100N	99
5.	DISCUSSÃO	103
5.1	Caracterização das amostras	103
5.1.1.	Microscopia ótica e eletrônica de varredura	103
5.1.2.	Ensaio de microdureza	104
5.1.3.	Difração de raios X	104
5.1.4.	Técnica de EBSD para MIO.....	105

5.1.5.	Resultados dos programas.....	106
5.1.5.1.	Eixos e ângulos de N-W	106
5.1.5.2.	Orientações produto resultantes da relação de K-S	106
5.1.5.3.	Orientações resultantes na maclagem no ccc	107
5.1.5.4.	Relação de orientação para as amostras 800N e 1100N	107
6.	CONCLUSÃO.....	109
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	110
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111
9.	APÊNDICE	115
9.1.	Apêndice A: matrizes de transformação utilizadas pelo programa NISHWAR.....	116

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 2.1	Representação esquemática da correspondência entre as redes cfc e tcc. (BHADESHIA, 2001)	24
FIG. 2.2	Modelo simplificado da transformação martensítica. (MORRIS E OLSON, 1986)	26
FIG. 2.3	Mudanças da resistência elétrica durante o resfriamento e o aquecimento de ligas de Fe-Ni e Au-Cd, ilustrando a histerese da transformação martensítica no resfriamento, e na transformação reversa sob aquecimento, para transformações não-termoelásticas e termoelásticas respectivamente. (MORRIS E OLSON, 1986)	29
FIG. 2.4	Transformação não-termoelástica. Crescimento dos cristais de martensita. (MORRIS E OLSON, 1986).....	31
FIG. 2.5	Dependência da temperatura com a energia livre de Gibbs das fases austenita e martensita em relação à transformação martensítica.	32
FIG. 2.6	O mecanismo de Bain para a transformação da austenita em martensita. (a), (b) e (c) representam as três direções nas quais o eixo tetragonal pode ser acomodado na estrutura cfc original. Somente os átomos de ferro são mostrados. (GUILLÉN, 1995)	37
FIG. 2.7	A rede cristalina da austenita (a), martensita (b) e ferrita (c), referindo-se à célula trigonal, triclínica e monoclínica, respectivamente. (GUILLÉN, 1995).....	40
FIG. 2.8	O processo atômico envolvido no mecanismo de Kurdjumov-Sachs:(a) a estrutura austenítica inicial, (b) cisalhamento dos planos (111) _γ , (c) cisalhamento secundário ao longo de [-110] _γ , (d,e) mudanças finais dos comprimentos espelhados. (GUILLÉN, 1995)	41
FIG. 2.9	Comparação do mecanismo de Kurdjumov-Sachs com o de Nishiyama-Wassermann (Guillén, 1995).	45
FIG. 2.10	Figuras de pólo (a) {0 0 1} variantes de K-S (b) {0 0 1} variantes Nishiyama-Wassermann. (GODET et al, 2005)	46
FIG. 2.11	Posições relativas das relações de Bain (B), Kurdjumov-Sachs (KS) e Nishiyama-Wassermann (NW) no espaço de Euler. (GUILLÉN, 1995).....	47

FIG.2.12	Transformação martensítica da matriz. Várias combinações de variantes com diferentes valores de parâmetro de cisalhamento N . (KELLY,2006)	49
FIG.2.13	Elementos cristalográficos da maclagem.	51
FIG.2.14	Morfologia da martensita em ligas Fe-Ni-Co em função da temperatura M_s e da variação de volume. (MAKI et al., 2006)	53
FIG.2.15	Martensita lenticular em ligas Fe-Ni-Co (a) Fe-31Ni (b) Fe-30Ni-10Co (c) Fe-33Ni (d) Fe-27Ni-20Co (e) Fe-28Ni-20Co (f) Fe-24Ni-30Co. (MAKI et al.,2006)	53
FIG.2.16	Micrografias extraídas do MEV. Crescimento da martensita isotérmica (a) 3 min (b) 6min de tratamento com nitrogênio líquido. (AKTAS et al., 2005)	54
FIG.2.17	Esquema de três variantes cristalográficas (V_1 , V_2 e V_3) do plano (111) da austenita na relação N-W. O triângulo e os retângulos indicam o plano (111) da austenita (cfc) e o plano (011) da martensita (ccc), respectivamente.(MINAMINO et al., 2005)	56
FIG.2.18	Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni (a) mapa de IQ (b) mapa de orientação de grãos (OIM). Em (b) as cores representam as orientações perpendiculares ao plano de observação, indicado no triângulo estereográfico. (MINAMINO et al., 2005).....	56
FIG.2.19	Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni (MINAMINO et al., 2005)	57
FIG.2.20	Espectros de difração de raios X. (a) antes (b) depois da transformação. (γ refere a austenita e α refere a martensita). (GATES et al., 1999).....	58
FIG.2.21	Efeito da deformação (a) na fração volumétrica de martensita (b) na temperatura M_s de uma liga Fe-32%Ni. (XU E HUANG, 2006)	59
FIG.2.22	Típica martensita induzida por tensão em ligas Fe-Ni-C. (GATES et al., 1999)	60
FIG.2.23	FDOCs da textura de deformação (a) medidas (b) simuladas. (JONAS e WITTRIDGE, 2000).....	61
FIG.2.24	Escalas de observação. (SUIKER e TURTELTAUB, 2006)	64

FIG.2.25	Martensita maclada e austenita. As esferas pequenas representam as redes cúbica e tetragonal. m é a normal do plano de hábito e o vetor b representa o vetor da deformação. As localizações das redes são computadas segundo a teoria de Ball e James (SUIKER e TURTELTAUB, 2006).	65
FIG.3.1	Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica do material como recebido. Nital 5%.....	66
FIG.3.2	Desenho esquemático do material antes e depois da laminação a quente (a) inicialmente (b) antes da laminação (c) após a laminação.	67
FIG.3.3	Foto do laminador e do forno tipo mufla do Centro de Pesquisas da CSN.....	67
FIG.3.4	Diagrama de fase Fe-Ni. (ASM METALS HANDBOOK VOL 3, 1990)	68
FIG.3.5	Desenho esquemático da formação de cones de elétrons difratados (TSCHIPTSCHIN et.al., 2001).	72
FIG.3.6	Ilustração da tela inicial do programa que calcula os pares eixo-ângulo de rotação - AXANG-F.....	74
FIG.3.7	Fluxograma do programa AXANG-F para o cálculo dos pares eixo-ângulo de rotação para fases diferentes.....	75
FIG.3.8	Fluxograma do programa TWIN-BCC para o cálculo das relações de orientação entre maclas dentro da martensita.....	76
FIG. 3.9	Ilustração da tela inicial do programa que calcula as variantes de maclagem de uma dada orientação ccc - TWINBCC.	77
FIG.3.10	Fluxograma do programa NISHWAR.....	77
FIG.4.1	Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica, da amostra 800N. Nital 5%	80
FIG.4.2	Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica, da amostra 1100N. Nital 5%	81
FIG.4.3	Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica, da amostra Fe-0,215%C-28,49%Ni em análise preliminar.	82
FIG.4.4	Fotomicrografia da liga Fe27%Ni com temperatura de encharque 800°(800N).	82
FIG.4.5	Fotomicrografia da liga Fe27%Ni com temperatura de encharque de 1100°(1100N).	83
FIG. 4.6	Difratograma da amostra como recebida.....	84

FIG. 4.7	Difratograma da amostra com temperatura de encharque de 800°C (800N).....	84
FIG. 4.8	Difratograma da amostra com temperatura de encharque de 1100°C (1100N).....	85
FIG.4.9	Microscopia de imagem por orientação. Fases (a) ccc (b) cfc da amostra 800N – Varredura3 (c) cores e orientações.....	86
FIG.4.10	Microscopia de imagem por orientação. Fases (a) ccc (b) cfc da amostra 1100N – Varredura3 (c) cores e orientações.....	86

LISTA DE TABELAS

TAB 2.1.	Relações de K-S entre a austenita e a martensita. (KELLY, 2006).....	39
TAB 2.2.	Doze variantes cristalográficos da relação de N-W (Minamino et al., 2005).	55
TAB 2.3.	Vinte e quatro variantes da relação de K-S (KIM et al., 2004).....	62
TAB 3.2.	Exemplo da nomenclatura adotada.	69
TAB 3.3.	Relações de orientação de acordo com N -W.	78
TAB 3.4.	Os 24 eixos de rotação segundo Kurdjumov- Sachs (K-S). (GUILLÉN, 1995)	78
TAB 4.1.	Medidas de dureza Vickers do material utilizado nesse trabalho.	83
TAB 4.2.	Percentual das fases ccc e cfc nas amostras 800N e 1100N.....	87
TAB 4.3.	Variantes (ccc), eixo e ângulo de rotação, de acordo com N-W.....	88
TAB 4.4.	Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (1 -1 0)[1 1 2] – BRASS.	89
TAB 4.5.	Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (1 1 -2)[1 1 1] – COPPER.	90
TAB 4.6.	Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (0 0 1)[1 0 0] – CUBO.	90
TAB 4.7.	Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (1 1 0)[0 0 1] – GOSS.	91
TAB 4.8.	Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientação da fase mãe (1 1 1)[1 -1 0].	91
TAB 4.9.	Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (2 2 3)[1 -1 0].	92
TAB 4.10.	Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (3 3 2)[1 -1 0].	92
TAB 4.11.	Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (1 1 1)[1 1 -2].	92

TAB 4.12. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (0 0 1)[1 1 0].	92
TAB 4.13. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (1 1 2)[1 1 0].	93
TAB 4.14. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (1 1 3)[1 1 0].	93
TAB 4.15. Componentes de orientação entre matriz e produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 46° (45,99°) (vide TAB 4.3)	94
TAB 4.16. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 95° (95,26°) (vide TAB 4.3)	95
TAB 4.17. Frequência de ângulos de rotação de acordo com a relação de N-W nas varreduras da amostra 800N (AXANG-F.exe)	95
TAB 4.18. Componentes de orientação entre fase mãe e fase produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: K-S. Ângulo de rotação escolhido: 90°	96
TAB 4.19. Porcentagem de ângulos de 90° obtidos nas varreduras para a amostra 800N (AXANG-F.exe)	97
TAB 4.20. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: Contorno de macla. Ângulo de rotação escolhido: 60°	98
TAB 4.21. Porcentagem de ângulos de 60° obtidos nas varreduras para a amostra 800N. (AXANG-F.exe)	98
TAB 4.22. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 46° (45,99°) (vide TAB. 4.3)	99
TAB 4.23. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 95° (95,26°) (vide TAB. 4.3)	100
TAB 4.24. Frequência de ângulos de rotação de acordo com N-W obtidos nas varreduras da amostra 1100N. (AXANG-F.exe)	100

TAB 4.25. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: K-S. Ângulo de rotação escolhido: 90°	101
TAB 4.26. Porcentagem de ângulos de 90° obtidos nas varreduras para a amostra 1100N (AXANG-F.exe)	101
TAB 4.27. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: Contorno de macla. Ângulo de rotação escolhido: 60°	102
TAB 4.28. Porcentagem de ângulos de 60° obtidos nas varreduras para a amostra 1100N (AXANG-F.exe)	102

LISTA DE SÍMBOLOS

M_i	-	temperatura inicial de formação da martensita
M_s	-	temperatura de formação da martensita
K-S	-	relação de orientação cristalográfica Kurdjumov-Sachs
N-W	-	relação de orientação cristalográfica Nishiyama-Wassermann
T_o	-	temperatura em que as energias livres das fases martensita e austenita estão em equilíbrio.
T_f	-	temperatura de resfriamento
FI1, FI, FI2		ângulos de Euler referentes a fase mãe
Fase1	-	fase austenítica
Fase2	-	fase martensítica

LISTA DE SIGLAS

MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
IME	Instituto Militar de Engenharia
MIO	Microscopia de Imagem por Orientação
EBS	Electron Backscattering Diffraction (Difração de Elétrons Retroespalhados)

RESUMO

As transformações martensíticas são transformações adifusionais. A cristalografia da fase mãe, condições de tratamento térmico, a composição do material e o estado de tensão antes e durante da transformação são fatores que influenciam consideravelmente a transformação martensítica e conseqüentemente a morfologia da fase produto. Contudo não se conhece muito como estes fatores irão influenciar na formação de uma dada orientação ou no conjunto de componentes cristalográficas da fase produto no que diz respeito à seleção de variantes durante a transformação.

O objetivo desse trabalho foi revisitar a transformação martensítica e as relações de orientação propostas para a transformação martensítica utilizando a técnica de EBSD, a fim de investigar experimental e teoricamente as prováveis variantes que atuam nessa transformação. De posse de uma liga Fe-27%Ni, com intuito de obter duas condições de análise, foram realizados tratamentos termomecânicos consistindo uma laminação a quente com 66% de redução e posterior tratamento térmico usando duas temperaturas de encharque distintas 800°C e 1100°C por 60 minutos.

Foi possível calcular pares eixo-ângulo entre as orientações das fases mãe e produto e mais três variantes do produto. Os resultados dos programas tendo como base os arquivos obtidos com a técnica de EBSD, permitiram observar que um dos valores encontrados para o par eixo-ângulo de rotação nesse trabalho; (-8,7 20,5 -100); 45,91° concorda bem com um dos valores propostos por Nishiyama-Wassermann (-8,5 20,6 100); 45,99° – por ser uma orientação freqüente nos resultados, isso sugere a existência de uma regra de seleção de variantes.

ABSTRACT

Martensitic transformations are diffusionless. They are known for not being time dependent to start or proceed its process. Many factors such as crystallography of parent phase, heat treatment temperature and chemical composition affect considerably martensitic transformation and martensite morphology as well as they are responsible for development of crystallography components with respect to the variants selection during the transformation.

The aim of this study was to revisit martensitic transformation and orientation relations proposed for martensitic transformation measured by EBSD technique seeking to investigate experimental and theoretically the most probable acting variants on this transformation. In order to obtain two analysis conditions, thermomechanical treatments were done in Fe-27%Ni alloy, consisting of an hot rolling at 1100°C with 55% thickness reduction following by a thermal treatment at two different dwell temperatures (800°C and 1100°C) for 60 minutes, were liquid nitrogen quenched. Simulated results, based on the files from EBDS data, showed that some values found ((-8.7 20.5 -100); 45.91°) for the rotation axial-angle pair in this study are in agreement with one of the values proposed by Nishiyama-Wassermann ((-8.5 20.6 100); 45.99°) – for being a frequent orientation present in this work. This suggests the existence of a rule for selecting variants.

1. INTRODUÇÃO

A transformação martensítica pode ser considerada como uma transformação de fase espontânea de um material cristalino, em resposta às forças químicas internas e/ou esforços externos. Muitos são os sistemas que apresentam transformações martensíticas, dentre eles, estão as ligas ferrosas.

Essa transformação é da maior importância tecnológica pela sua aplicabilidade na tecnologia do tratamento térmico dos aços comuns ou especiais. Embora sua utilização remonte a épocas em que o fenômeno não era nem reconhecido, atualmente a intensa atividade científica já possui informações sobre a natureza e característica da transformação. Isto se deve ao caráter empírico das primeiras investigações desenvolvidas principalmente com a finalidade de obter aços com melhores propriedades utilizando meras variações, quer na composição quer no tratamento térmico do material. Dentre os principais resultados desse esforço é possível citar o desenvolvimento dos aços MARAGING, aços TRIP e aços Dual Phase.

Alguns aspectos das transformações martensíticas – temperatura de transformação, cristalografia e a maioria dos produtos e suas morfologias - são fortemente influenciados por fatores externos, tais como de temperatura e o estado de tensão.

A estabilização térmica da austenita é um dos muitos fenômenos relacionados à transformação martensítica. Esta é uma inibição da reação por meio de um tratamento térmico adequado e adição de elementos de liga. A possibilidade oferecida por este tratamento em se desenvolver uma microestrutura controlada, confere ao mesmo uma posição de destaque entre os assuntos relacionados com a transformação.

Ainda não se conhecem com clareza todos os fatores associados às transformações martensíticas, entretanto, é fortemente documentada a natureza heterogênea da transformação, mormente com respeito à seleção de variantes cristalográficas usadas pelo material durante a transformação, a qual leva à hereditariedade de textura cristalográfica e à anisotropia de propriedades.

O presente trabalho tem por objetivo revisar a transformação martensítica e as relações de orientação propostas para a transformação martensítica que ocorre em ligas ferrosas, utilizando os dados obtidos com a técnica de EBSD, a fim de investigar teórica e experimentalmente as prováveis variantes que atuam nessa transformação.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA – ASPECTOS GERAIS

A têmpera do aço foi considerada durante séculos como uma das maravilhas da natureza e somente por volta de 1895 quando Osmond descreveu a microestrutura de um aço temperado o termo *martensita* foi introduzido.

O nome martensita foi originalmente utilizado para designar o constituinte resultante da decomposição da austenita durante a têmpera dos aços comuns. A observação posterior de que algumas ligas não ferrosas também sofriam este tipo de reação fez com que o termo se estendesse à denominação a qualquer produto de uma transformação adifusional assistida por tensão. (GUIMARÃES, 1981)

Na segunda década do século passado Bain descobriu a existência de uma deformação intrínseca à transformação (mudança de forma) e propôs um mecanismo pelo qual a martensita poderia ser formada com um mínimo de movimentação atômica partindo da austenita. O mecanismo proposto foi descrito como deformação homogênea em que o movimento coordenado dos átomos converte a malha de Bravais cúbica de faces centradas (cfc) da austenita (A) na tetragonal de corpo centrado (tcc) ou cúbica de corpo centrado (ccc) da martensita (M). A FIG. 2.1 mostra de forma esquemática a correspondência entre a rede cfc e a rede tcc.

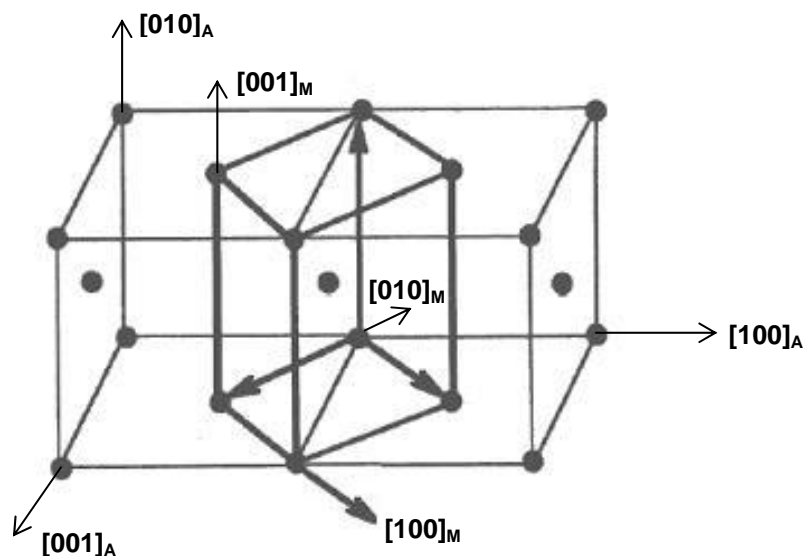


FIG. 2.1. Representação esquemática da correspondência entre as redes cfc e tcc. (BHADESHIA, 2001)

De acordo com Morris e Olson (MORRIS E OLSON,1986) a transformação martensítica é considerada uma deformação plástica espontânea em resposta as forças químicas internas. Eles definiram como transformações martensíticas as transformações adifusionais em que a energia de deformação da rede distorcida controla a cinética e a morfologia do produto durante a transformação.

A transformação martensítica é um processo que ocorre por nucleação e crescimento. Esta característica da reação só foi reconhecida após a identificação da transformação isotérmica em 1950. A fase martensita resulta de uma transformação do tipo militar da austenita, também conhecida como transformação martensítica. A definição da transformação martensítica não é muito simples. Atualmente, aceitam-se as seguintes características para definir uma transformação martensítica:

- . Existe uma correspondência cristalográfica entre a rede da martensita e a da austenita que lhe deu origem;
- . A martensita se forma ao longo de planos preferenciais, planos de hábito, os quais se presume que não sejam macroscopicamente distorcidos ou então que possuam uma pequena dilatação;
- . Devido à diferença de volume entre as fases e à continuidade na interface, ocorre uma mudança de forma (*shape change*) que provoca relevo numa superfície pré-polida;
- . A reação ocorre sem difusão (adifusional);
- . A transformação é assistida por tensões cisalhantes.

O início da transformação martensítica ocorre quando os primeiros volumes da fase austenítica se transformam em martensita. A temperatura na qual isso ocorre é conhecida como M_i . O resfriamento rápido da austenita impede a difusão do carbono, nitrogênio ou dos elementos de liga especiais, nela dissolvidos, para os seus lugares de preferência, como para formar carbonetos, mas em geral, não evita a transformação alotrópica do Fe_γ em Fe_α .

Quando a transformação martensítica ocorre, a estrutura do material, cúbica de faces centradas (cfc), é transformada em cúbica de corpo centrado (ccc) por um processo que, aparentemente, pode ser descrito como um cisalhamento brusco. Na nova estrutura, os átomos de carbono, nitrogênio e demais elementos de liga permanecem em solução, mas a presença de

elementos intersticiais em teores acima do limite de solubilidade da fase ccc, determina a sua distorção tetragonal de corpo centrado (tcc). Após a transformação a vizinhança atômica e a composição química permanecem inalteradas. (GUIMARÃES, 1983). A FIG. 2.2 mostra um modelo simplificado da transformação martensítica.

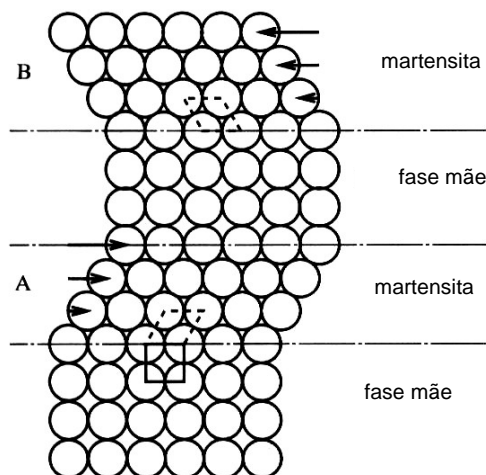


FIG. 2.2. Modelo simplificado da transformação martensítica. (MORRIS E OLSON, 1986)

De acordo com Hillert e Borgenstam (HILLERT E BORGENSTAN, 2000) esse comportamento adifusional é resultado da nucleação termicamente ativada. Eles acreditam que quando a mudança estrutural envolve forças conservativas, a mobilidade interfacial não envolve difusão e o comportamento apresentado é uma mobilidade intrínseca, considerada um tipo especial de transformação martensítica.

Segundo Morris e Olson (MORRIS E OLSON, 1986), a reação martensítica é uma transformação estrutural, virtualmente não-difusional, por distorção da malha de Bravais, com mudança de forma predominantemente cisalhante e cuja morfologia e cinética são determinadas pela energia elástica da transformação.

As ligas ferrosas apresentam-se como materiais de interesse tecnológico, pois a austenita que as compõe é perfeitamente estável à temperatura ambiente e diferentes teores de martensita podem ser obtidos com facilidade por resfriamento subzero.

De acordo com Guimarães e Eckstein (GUIMARÃES E ECKSTEIN, 1983), tanto no estado austenítico quanto no estado martensítico as características mecânicas podem ser determinadas separadamente, mantendo a mesma composição química o que nem sempre é possível em materiais bifásicos.

Sendo a martensita intrinsecamente mais resistente do que a austenita, configura-se nas misturas uma situação comum na prática, o reforço de uma matriz dúctil e de baixa resistência por um constituinte significativamente mais resistente.

Guimarães e Eckstein (GUIMARÃES E ECKSTEIN, 1983) estudaram as propriedades mecânicas de um material de alta pureza Fe-31%Ni-0,02%C e observaram as curvas tensão *versus* deformação da martensita, da austenita e de duas misturas uma com 33% de martensita e a outra com 73%. Os resultados indicaram que quanto maior a quantidade de martensita na mistura, maior a sua resistência mecânica e encruamento inicial e menor a ductilidade. Eles observaram que as misturas predominantemente austeníticas, a mãe deforma-se muito mais do que a martensita. Nas misturas predominantemente martensíticas ambos constituintes deformam-se igualmente.

2.1.1 ASPECTOS CINÉTICOS, TERMODINÂMICOS E CRISTALOGRAFICOS

2.1.1.1. ASPECTOS CINÉTICOS

A cinética de transformação tem dois tipos principais de transformação martensítica, atérmica e isotérmica. A formação da martensita nas ligas ferrosas seja ela atérmica ou isotérmica, depende da temperatura e do tempo, o que estabelece uma dependência entre as propriedades magnéticas e a transformação de fase. (GUIMARÃES, 1981).

O primeiro tipo de transformação corresponde à transformação atérmica. Durante o processo de resfriamento, se a amostra for mantida em uma temperatura isotérmica, abaixo de M_i , e acima de M_f , a reação cessará no momento em que toda a amostra estiver na presente temperatura. Não haverá crescimento da fase até que a temperatura novamente decresça. Logo, o processo de nucleação do cristal é ausente de ativação térmica e esta

transformação será denominada de *transformação martensítica atérmica*. Esse comportamento é observado em ligas Fe-C, Fe-Ni, Fe-Ni-C, etc.

Uma possível explicação para o caráter atérmico é o fato de a austenita vizinha a uma placa de martensita ser fortemente deformada pela reação. Como os volumes das duas fases são diferentes, a martensita pode ter seu crescimento condicionado à resistência mecânica da fase mãe (austenita).

O segundo tipo de transformação é denominado isotérmico. A quantidade de martensita formada é função da temperatura isotérmica de tratamento é, principalmente, função do tempo. Assim, as transformações martensíticas isotérmicas se diferenciam das transformações atérmicas por serem *dependentes do tempo*.

Na transformação isotérmica, o aumento inicial na taxa de transformação é devido à nucleação autocatalítica, na qual as primeiras martensitas formadas produzem outros locais de nucleação de placas de martensita, causando o subsequente aumento da taxa de nucleação. Segundo Guimarães (GUIMARÃES, 1981) a reação isotérmica inicia-se de forma lenta, sofre aceleração pronunciada devido à autocatálise e termina antes que toda a austenita seja consumida, essa quantidade de austenita transformada aumenta com o decréscimo da temperatura da reação. Entretanto, com o passar do tempo, a taxa de formação da martensita diminui e isto ocorre em virtude do chamado *efeito de particionamento*, isto é, a fração de volume transformado por evento de nucleação decresce progressivamente à medida que a fração volumétrica da mãe austenítica se divide em quantidades cada vez menores. Esse comportamento é observado em certas ligas de Fe-Ni-Mn, Fe-Ni-Cr-C, Fe-Ni e Fe-Ni-C.

De acordo com Guimarães e Rios (GUIMARÃES E RIOS, 2007) a reação martensítica é controlada por uma transformação heterogênea. Eles observaram que a potência para a ocorrência da nucleação não é uniformemente distribuída, inicialmente a reação é observada em apenas alguns grãos da austenita.

Na transformação isotérmica, característica das ligas Fe-Ni, a fração volumétrica aumenta com o tempo de permanência à temperatura da reação, podendo em algum momento proceder uma explosão, porém na maioria das vezes essa transformação é catalisada pela existência de superfícies livres.

2.1.1.2. ASPECTOS TERMODINÂMICOS

A transformação martensítica pode ser classificada em termoelásticas e não termoelásticas. No caso das ligas ferrosas a transformação é não-termoelástica.

Nas ligas ferrosas, quando a transformação ocorre, os cristais da fase martensítica não continuam a crescer depois de formados, os cristais nucleiam a partir da austenita, por abaixamento da temperatura. Os cristais são nucleados no estado sólido e crescem rapidamente, mas não voltam a crescer ou decrescer por variação de temperatura, ou seja, trata-se de uma transformação irreversível ou *não-termoelástica*, característica das ligas ferrosas.

Para tratar os aspectos termodinâmicos da transformação martensítica deve considerar as seguintes temperaturas: M_s temperatura do início da formação da martensita; M_f temperatura do fim da formação da martensita; A_s temperatura do início da transformação reversa; A_f temperatura do fim da transformação reversa (esta é a temperatura sobre a qual a martensita torna-se completamente instável), as quais podem ser determinadas pela medida de algumas propriedades físicas em função da temperatura, tal como a mudança da resistência elétrica para uma liga de Fe-Ni (FIG. 2.3), já que muitas propriedades físicas mudam no início e no fim da transformação.

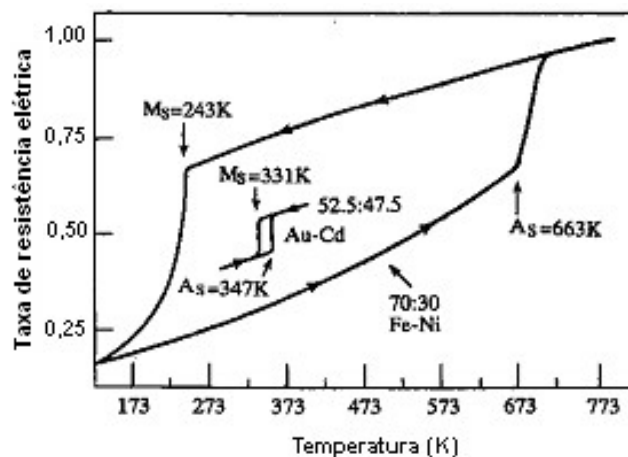


FIG. 2.3. Mudanças da resistência elétrica durante o resfriamento e o aquecimento de ligas de Fe-Ni e Au-Cd, ilustrando a histerese da transformação martensítica no resfriamento, e na transformação reversa sob aquecimento, para transformações não-termoelásticas e termoelásticas respectivamente. (MORRIS E OLSON, 1986)

Pela FIG 2.3 podemos observar que no caso da liga de Au-47,5 %at Cd, a histerese de transformação é pequena e em torno de 15 K, enquanto que na liga de Fe-30 % em massa de Ni, ela é larga e em torno de 400 K. No primeiro, a força motriz para transformação é muito pequena (como evidenciado pela histerese de temperatura pequena), a interface entre a fase mãe e a martensita é muito próxima sobre resfriamento e aquecimento, e a transformação é cristalograficamente reversível no sentido em que a martensita se reverte para a fase mãe na orientação original. Este tipo de transformação martensítica é chamada de termoelástica. Por outro lado, para a liga de Fe-Ni, a força motriz é muito grande, a interface entre a fase mãe e a martensita é imóvel uma vez que a martensita cresce para algum tamanho crítico, e a transformação reversa ocorre devido a renucleação da fase mãe, e assim a transformação reversa não é reversível. Essa transformação é conhecida como não-termoelástica.

Esta distinção entre os dois tipos de transformações, relacionada com a histerese térmica (FIG 2.3) mostra que ligas com transformação martensítica não-termoelástica apresentam grande histerese e conseqüentemente grande variação estrutural e volumétrica, as quais por sua vez causariam deformação plástica na fase mãe bloqueando a interface austenita-martensita.

Na maioria das transformações martensíticas não-termoelásticas, uma vez que a placa tenha atingido o seu tamanho final, a interface martensita-austenita se torna imóvel e ao ser aquecida, ela não executa o movimento reverso. Em vez disso, a reversão da martensita em austenita ocorre pela nucleação de pequenas placas de austenita dentro das placas de martensita.

Na transformação martensítica não-termoelástica, característica das ligas ferrosas, os cristais individuais de martensita aparecem e crescem rapidamente para o tamanho final, cessando o seu crescimento mesmo que a temperatura decresça ou o tempo passe.

Morris e Olson (MORRIS E OLSON, 1986) observaram que na transformação não-termoelástica, a velocidade da interface também determina a taxa de deformação imposta pela fase austenítica. A velocidade influencia ainda, a acomodação elástica da austenita, a qual depende do tamanho do cristal e das condições de nucleação dos cristais de martensita nas ligas ferrosas. Os autores sugerem o esquema da FIG 2.4.

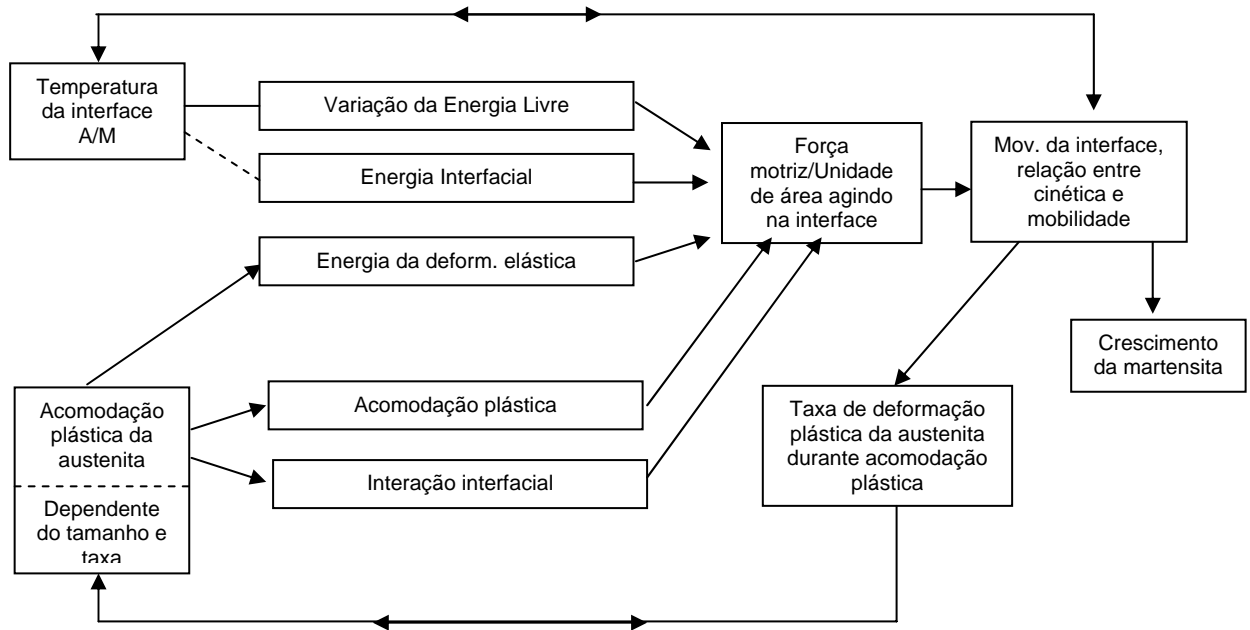


FIG. 2.4. Transformação não-termoelástica. Crescimento dos cristais de martensita. (MORRIS E OLSON, 1986)

Termodinamicamente é necessário que haja uma diminuição da energia livre de Gibbs do sistema, a fim de que a transformação martensítica ocorra. Entretanto, a transformação requer um excesso de energia livre devido à energia não-química associada à transformação (a energia de interface austenita/martensita e a energia de deformação associada à variação do volume). Caso a diferença entre a energia livre química de ambas as fases não seja maior do que a energia livre não-química necessária, a transformação não se inicia (FUNAKUBO, 1987).

De acordo com Funakubo (FUNAKUBO, 1987) a variação da energia livre de Gibbs total devido à nucleação do cristal de martensita, admitindo ter forma de lente cilíndrica com raio r e espessura média t (em que $r \gg t$) pode ser escrita por:

$$\Delta G = \pi r^2 t \Delta g_c + 2\pi r^2 \sigma + \pi t^2 r (A + B) \quad (\text{EQ. 1})$$

em que $\pi r^2 t$ é o volume aproximado do cristal de martensita, Δg_c é a variação da energia livre química por unidade de volume, $2\pi r^2$ é a área aproximada da superfície, σ é a energia de interface por unidade de área, $A(t/r)$ é a energia de distorção elástica por unidade de volume e $B(t/r)$ é a energia de deformação plástica dentro do cristal de martensita por unidade de volume.

À temperatura M_i , quando o raio do cristal excede o valor crítico, a variação da energia livre química, o primeiro fator da EQ. 1, excederá em valor absoluto a soma das energias livres não químicas dos segundo e terceiro termos. Em consequência, o núcleo crescerá e a transformação ocorrerá. Porém, nota-se que a ação de esforços externos pode alterar o valor de M_i e até influenciar as variantes que se tornarão operativas, durante a transformação.

A austenita é a fase estável em altas temperaturas e a martensita é a fase metaestável em baixas temperaturas. No gráfico da energia livre em função da temperatura (FIG. 2.5) a temperatura T_o corresponde à temperatura em que as energias livres das fases martensita e austenita são iguais.

Simplificando, a reversibilidade da transformação que difere uma transformação não-termoelástica de uma termoelástica.

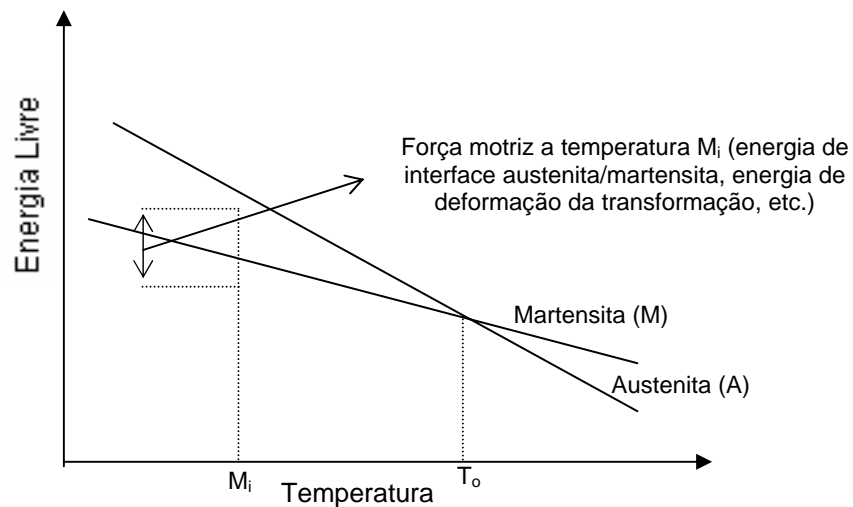


FIG. 2.5. Dependência da temperatura com a energia livre de Gibbs das fases austenita e martensita em relação à transformação martensítica.

2.2. ASPECTOS CRISTALOGRÁFICOS

A existência de uma correspondência cristalográfica entre a austenita e a martensita indica que a vizinhança dos átomos não é alterada pela transformação. Em outras palavras, a transformação se efetua devido a um movimento coordenado dos átomos, sendo o movimento de cada átomo menor

que uma distância interatômica. Essa característica da transformação martensítica a classifica como uma transformação militar, a qual ocorre preferencialmente a baixas temperaturas.

As redes cristalinas da austenita e da martensita são diferentes, nesse caso a acomodação de ambas ao longo da interface é muito difícil, o que leva a interface α - γ ser do tipo semicoerente, isto é, o desajuste crescente entre as duas redes é absorvido periodicamente por uma discordância.

Os mais importantes mecanismos que descrevem estes movimentos atômicos são aqueles desenvolvidos por Bain em 1924, Kurdjumov e Sachs (1930), Wassermann (1933), Nishiyama (1934), e Greninger e Troiano (1949). Eles consideram fatos tais como a orientação do cristal produto em relação à rede da fase mãe, e o plano de hábito ou plano da fase mãe no qual o cristal da martensita se forma.

Os procedimentos de modelagem cristalográfica das transformações de fase, associados a programas para previsão das texturas de transformação, são de grande importância tecnológica, pois permitem o planejamento de processamentos termomecânicos, com o objetivo de desenvolver microestruturas específicas para cada liga, em cada aplicação, abrindo, assim o caminho para o controle e otimização do comportamento mecânico através das transformações de fase.

2.2.1. RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO ENTRE OS COMPONENTES DA MÃE E DO PRODUTO

Em 1924 Bain propôs um mecanismo para explicar a transformação cfc em ccc observada nas ligas ferrosas ao sofrerem uma reação martensítica. O mecanismo proposto por Bain envolve os menores deslocamentos atômicos possíveis, os quais não poderiam ser responsabilizados pela transformação. O caráter homogêneo da distorção proposta por Bain impede a existência de um plano invariante geralmente observado na transformação.

Greninger e Troiano, em 1949, sugeriram a necessidade de dois cisalhamentos para completar a transformação. Esta sugestão foi incorporada às teorias anteriormente desenvolvidas com a finalidade de explicar a existência de um plano macroscopicamente não distorcido (plano de hábito) na interface martensita/austenita. (ROYTBURD, 1999)

As transformações cristalográficas na natureza podem ocorrer por processos como a maclagem e a transformação cisalhante da austenita para a martensita. Em cada caso, se a textura foi anteriormente desenvolvida no material inicial, a textura da fase mãe pode ser inerente após a transformação, resultando em um produto já texturado. Sob tais condições, as relações cristalográficas que definem a transformação podem ser usadas para relacionar as texturas da fase mãe e do produto. Essa relação entre as fases é de particular importância no caso dos aços laminados, para os quais uma grande quantidade de processos está envolvida com a região austenítica (fase mãe). O fenômeno que ocorre neste estágio irá influenciar nas propriedades do material após o mesmo ser transformado e resfriado até a temperatura ambiente. Serão também afetadas as propriedades que se seguem em algum estágio de produção posterior, tais como laminação a frio e recozimento. Entretanto, o estudo direto do desenvolvimento de textura dentro da faixa austenítica é dificultado devido às altas temperaturas que a mesma ocorre. Este problema pode ser contornado até um certo ponto pela determinação experimental da textura final (do produto) e assim *retransformá-lo* para suas componentes fase mãe, seguindo as relações cristalográficas que governam a transformação. Então é possível estabelecer os parâmetros de processamento (da fase mãe) requeridos para a produção da textura final desejada.

Uma orientação da fase mãe em particular não se transforma em um componente único, mas de preferência em um número fixo de orientações do produto. O estudo da textura de transformação deve levar em conta a seleção de variantes, a qual é o resultado da presença de tensões ou gradientes de temperaturas.

A relação cristalográfica entre os componentes da fase mãe e do produto tem sido descrita em diferentes formas, freqüentemente é utilizado o paralelismo entre os planos e as direções antes e depois das transformações. Para uma rede cúbica, esta pode ser representada tanto pelo paralelismo entre dois planos quanto por duas direções (geralmente contendo os dois planos envolvidos),

$$\{h_1k_1l_1\} \parallel \{h_2k_2l_2\}; \quad \langle u_1v_1w_1 \rangle \parallel \langle u_2v_2w_2 \rangle$$

ou como o paralelismo entre dois planos e um posterior par de planos,

$$\{h_1k_1l_1\} \parallel \{h_2k_2l_2\}; \quad \{h'_1k'_1l'_1\} \parallel \{h'_2k'_2l'_2\}$$

em que os índices 1 e 2 são relativos às estruturas da fase mãe e do produto, respectivamente.

Uma segunda descrição das relações de orientação emprega o eixo invariante. Para uma dada relação de orientação existe um eixo que não muda durante a transformação. A transformação pode então ser descrita como uma rotação em torno deste eixo e pode ser expressa nos termos de eixo e ângulo de rotação.

Em aços temperáveis, a transformação da austenita para a martensita ocorre por um mecanismo de cisalhamento. Isto é que distingue esta transformação daquela que produz a ferrita ou a perlita poligonal, as quais ocorrem por meios de um mecanismo de difusão. Assim, sempre que a estrutura do cristal muda de cúbica de face centrada na austenita para cúbica de corpo centrado na martensita os átomos sofrem somente um pequeno deslocamento local de sua posição média na rede cristalina, isso considerando que o número de átomos intersticiais – por exemplo carbono – seja pequeno.

2.2.2 TEORIA FENOMENOLÓGICA DA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

A fase martensítica, de acordo com Wayman (WAYMAN, 1964), aparece envolvida por uma mãe ao longo de planos bem definidos. O plano interfacial, ou o plano de contato entre as duas fases (fase mãe e fase produto) é chamado plano de hábito. Quando a martensita é formada ocorre uma deformação microscópica, a qual se assemelha à deformação encontrada durante a maclagem.

Numa análise dos efeitos de superfície, após transformações martensíticas, Bowles e Mackenzie (1954) indicaram que a formação da martensita deixa riscos contínuos através da interface. Se a deformação de forma causasse uma rotação significativa do plano de hábito, a distorção (deformação plástica) da fase mãe para a fase martensítica deveria revelar-se como deslocamentos adicionais dos riscos superficiais. Como isto não foi observado, os autores concluíram que o plano de hábito é um plano invariante.

A teoria fenomenológica da transformação martensítica teve início em 1949 com Greninger e Troiano. Em um estudo com uma liga Fe-22%Ni-0,8%C eles observaram que o efeito da superfície assemelha-se a um cisalhamento homogêneo num plano de hábito da martensita, mas observaram também que esse cisalhamento não é capaz de transformar uma rede austenítica cúbica de face centrada em uma rede martensítica tetragonal de corpo centrado. Eles sugeriram que na formação da martensita há dois cisalhamentos envolvidos e que o primeiro ocorre no plano de hábito. (WAYMAN, 1964).

Tentando responder como a rede cúbica de face centrada se transforma em uma rede tetragonal de face centrada, Bain propôs um mecanismo em 1924. O mecanismo de Bain é o mais simples que descreve a transformação da austenita para a martensita. A estrutura cúbica de face centrada da austenita pode ser relacionada com uma rede tetragonal de corpo centrado, com uma razão axial c:a de $\sqrt{2}:1$. Como mostrado na FIG 2.6, existem três direções nas quais o eixo tetragonal pode ser acomodado na estrutura cfc original. Nesta figura, somente os átomos de ferro são representados. Os átomos de carbono ocupam os sítios intersticiais octaédricos comuns a ambas estruturas e não se movem. A transformação é assim interpretada como uma mudança na taxa axial c:a da superposta célula tetragonal para um valor entre 1,00 e 1,08, dependendo do teor de carbono do aço, resultando em uma rede α' de martensita tetragonal. (WAYMAN, 1964)

No mecanismo de Bain, a transformação pode ser expressa alternativamente como uma rotação de 45° em torno de um eixo $\langle 100 \rangle$ comum às fases mãe e produto. A relação de correspondência de rede é portanto:

$$\{001\}_\gamma \parallel \{001\}_\alpha ; \quad \langle 100 \rangle_\gamma \parallel \langle 110 \rangle_\alpha$$

Existem três alternativas para as condições de paralelismo do plano e, em cada caso, somente uma alternativa pode satisfazer simultaneamente o requerido paralelismo da direção. Isto permite três variantes para cada orientação da fase mãe, de acordo com este mecanismo.

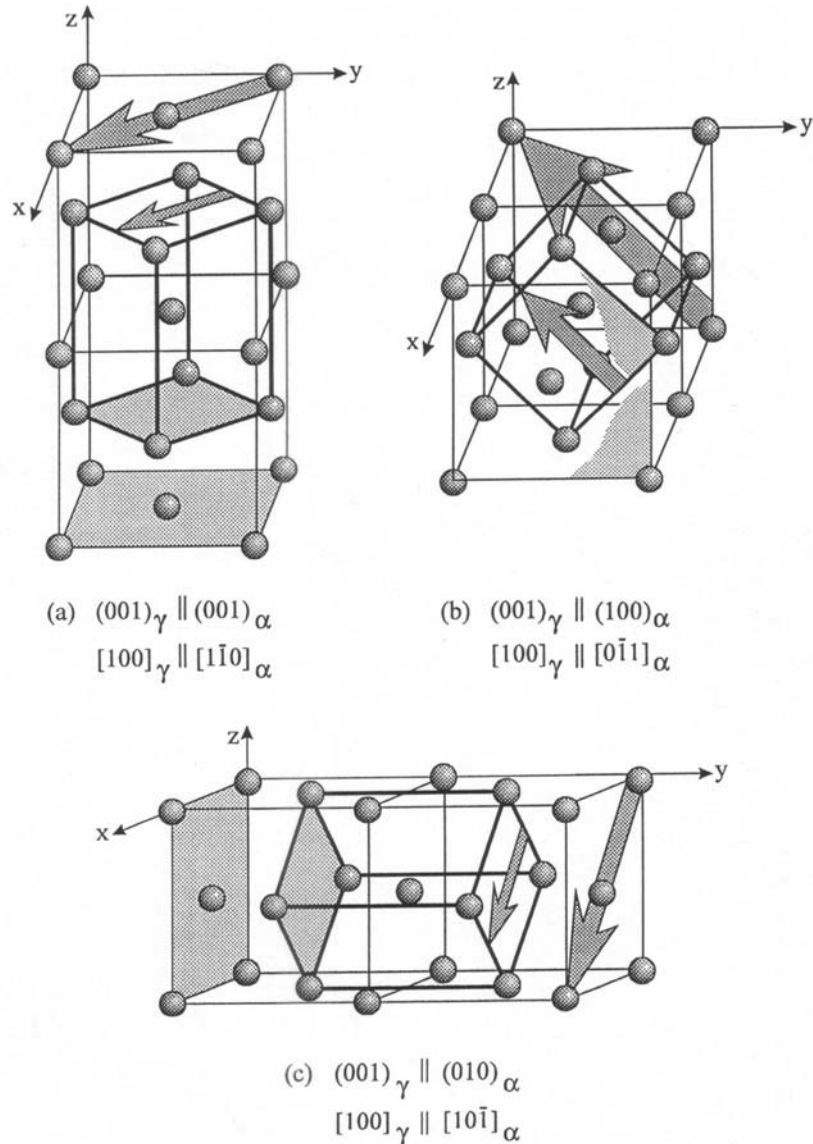


FIG 2.6. O mecanismo de Bain para a transformação da austenita em martensita. (a), (b) e (c) representam as três direções nas quais o eixo tetragonal pode ser acomodado na estrutura cfc original. Somente os átomos de ferro são mostrados. (GUILLÉN, 1995)

De acordo com Wayman (WAYMAN, 1964), Jaswon e Wheeler (1948) mostraram que a correspondência de Bain envolve pequenos movimentos atômicos, porém muitas distorções. Eles sugeriram uma correspondência matricial entre as fases mãe e produto.

A essência da teoria cristalográfica da transformação martensítica está num cisalhamento simples, o qual ocorre num certo plano e numa certa direção, e que acomoda a distorção do plano de hábito. O cisalhamento simples pode ocorrer por deslizamento ou por maclagem. Estudando a maclagem nas transformações martensíticas, Bowles e Mackenzie (1954)

perceberam que o plano de maclagem na fase produto se origina de um plano da fase mãe. Wechsler, Lieberman e Read, em 1953, mostraram algebricamente que as análises do deslizamento e da maclagem são matematicamente equivalentes. Eles consideram que a martensita desliza ou sofre o processo de maclagem no plano {112}.

De acordo com Roytburd (ROYTBURD, 1999) o primeiro trabalho de Kurdjumov teve suporte no modelo de Bain. Kurdjumov estabeleceu uma correspondência entre a tetragonalidade da martensita e o teor de carbono da austenita e pode provar que a transformação da austenita para martensita é uma reconstrução regular da rede cfc para a rede ccc. A segunda prova foi obtida observando a rigorosa relação de orientação entre as fases austenita e martensita. A. Ivensen e G. Kurdjumov, estudando a transformação *a partir de uma granulação austenítica* grosseira, observaram que o plano (011) da martensita era paralelo ao plano (111) da austenita.

O trabalho de Kurdjumov foi completado com o apoio de Sachs. Trabalhando com um bastão cilíndrico de um aço com 1,4%C, o qual formou um monocristal após ser austenizado, Kurdjumov e Sachs encontraram cristais de martensita formados na mãe austenítica na têmpera. Assim, as orientações dos cristais de martensita em relação à rede da austenita retida foram determinados por meio de difração de raios X. Por fim, as amostras foram revenidas e as orientações da ferrita cúbica foram obtidas.

Eles observaram que os planos mais densos da martensita tetragonal, (011), dispunham-se quase paralelos aos planos mais densos (111) da austenita mãe, com uma direção de rede [011] da martensita estando quase paralela à direção [111] da austenita. Na ferrita revenida, as mesmas relações se mantiveram, com desvios menores. A TAB 2.1 mostra as relações para a martensita e ferrita em relação a mãe austenítica.

TAB 2.1. Relações de K-S entre a austenita e a martensita. (KELLY, 2006)

Martensita tetragonal α' relacionada a austenita (γ)	Ferro-α relacionado a austenita retida (γ)
Plano $(011)_{\alpha'}$ paralelo a $(111)_{\gamma}$	Plano $(011)_{\alpha}$ paralelo a $(111)_{\gamma}$
Direção $[1-11]_{\alpha'}$ paralela a $[10-1]_{\gamma}$	Direção $[1-11]_{\alpha}$ paralela a $[10-1]_{\gamma}$
$(001)_{\alpha'}$ 9° a partir de $\{100\}_{\gamma}$	$(001)_{\alpha}$ $10,5^{\circ}$ a partir de $\{100\}_{\gamma}$
$(100)_{\alpha'}$ $4,5^{\circ}$ a partir de $\{110\}_{\gamma}$	$(100)_{\alpha}$ $5,5^{\circ}$ a partir de $\{110\}_{\gamma}$
$(010)_{\alpha'}$ 8° a partir de $\{110\}_{\gamma}$	$(010)_{\alpha}$ 10° a partir de $\{110\}_{\gamma}$

O mecanismo de transformação pode ser visualizado ao considerar certos planos e direções na rede da austenita, martensita e ferrita, como mostrado na FIG. 2.7(a)]; a austenita cfc é referida a um novo grupo de eixos onde o plano denso (111), definido pelas direções $[10-1]$ e $[-110]$, é escolhido como a base da célula. A terceira aresta é definida pela direção $[111]$ do cubo normal a base. Esta nova unidade pode ser considerada como um triedro, com três átomos de ferro nas coordenadas $000, \frac{2}{3} \frac{1}{3} \frac{1}{3}, \frac{1}{3} \frac{2}{3} \frac{2}{3}$, devido as três dobras simétricas da direção $[111]_{\gamma}$. Considere-se agora a fase ferrita (bcc) na FIG 2.6(c). Ela pode ser descrita como uma unidade monoclinica com o plano denso (011) como a base da real célula cúbica de corpo centrado, com arestas definidas pelas direções $[1-1 \ 1]$ e $[1 \ 1-1]$ do cubo. Assim, o terceiro eixo definindo esta célula monoclinica corresponde à direção $[011]$ da rede cúbica, que é a normal do plano (011). Finalmente, na FIG. 2.7(b), a estrutura da martensita tetragonal é vista como uma nova célula triclinica com uma taxa axial $c/a = 1,06$, os plano e as direções sendo os mesmos do caso anterior e com somente uma pequena mudança na relação angular e nas dimensões da célula. Assim, projetando os átomos de ferro nas três células unitárias em seus respectivos planos basais, o mecanismo de Kurdjumov-Sachs pode ser descrito nos termos do processo atômico que ocorre. Isto é mostrado na FIG 2.8, onde os círculos abertos e sombreados correspondem aos vários níveis de alturas dos átomos de ferro nas estruturas. As posições dos átomos de carbono intersticiais não são mostradas.

A FIG 2.8(a) representa a projeção da rede austenítica original. O primeiro passo da transformação é o cisalhamento dos planos densos $(111)_\gamma$ sobre os outros ao longo da direção $[-211]_\gamma$, como indicado em (b). Então um segundo cisalhamento aplicado ao longo do eixo $[-110]_\gamma$ reduz o ângulo basal de 120° para 111° , como representado em (c). Finalmente, algumas pequenas mudanças de comprimento são necessárias para produzir a célula martensítica, como apresentado em (d). Desta forma, os planos (111) e as direções $[111]$ da austenita são convertidos nos planos (011) e nas direções $[011]$ da martensita, respectivamente. De uma maneira ordenada, para produzir a ferrita ccc, como representado na Fig. 2.8(e), o primeiro cisalhamento precisa ser suficiente para mover o átomo da camada austenítica secundária em $\left(\frac{2}{3} \frac{1}{3} \frac{1}{3}\right)$ para o centro da base, e o segundo cisalhamento precisa reduzir o ângulo da base para $109^\circ 30'$.

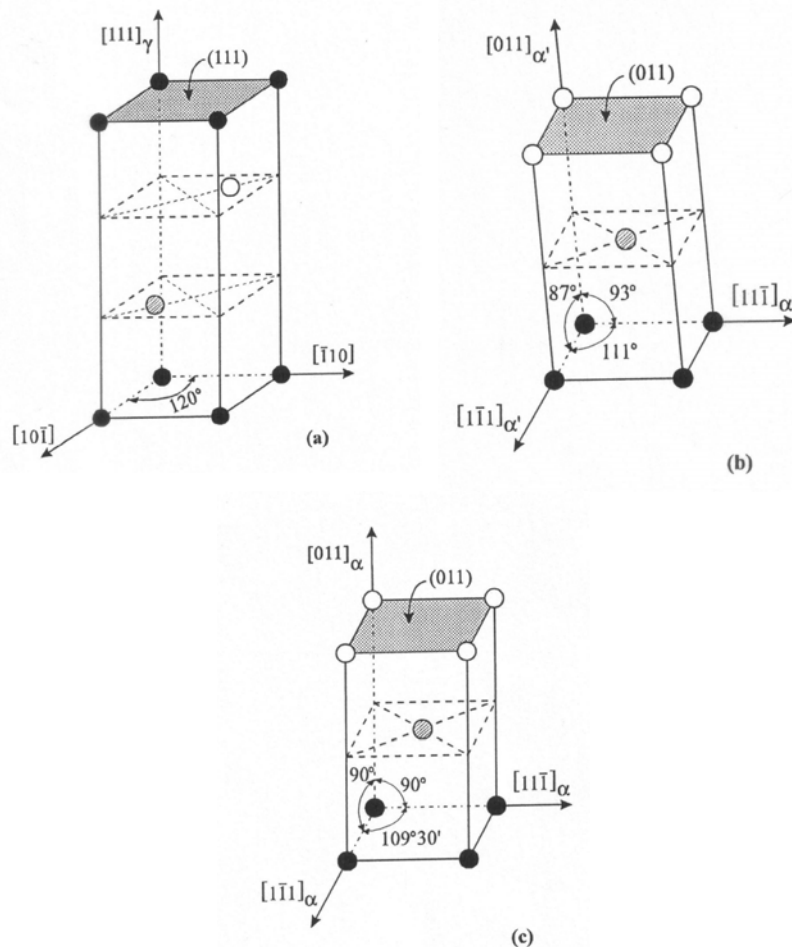


FIG. 2.7. A rede cristalina da austenita (a), martensita (b) e ferrita (c), referindo-se à célula trigonal, triclínica e monoclínica, respectivamente. (GUILLÉN, 1995)

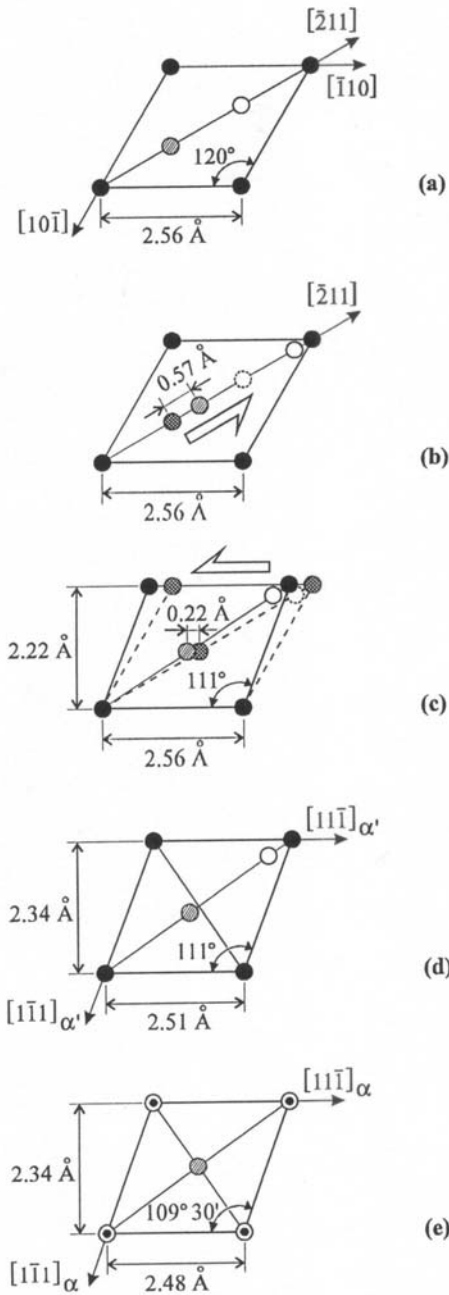


FIG 2.8. O processo atômico envolvido no mecanismo de Kurdjumov-Sachs:(a) a estrutura austenítica inicial, (b) cisalhamento dos planos $(111)_{\gamma}$, (c) cisalhamento secundário ao longo de $[-110]_{\gamma}$, (d,e) mudanças finais dos comprimentos espelhados. (GUILLÉN, 1995)

Resumindo, a relação de Kurdjumov-Sachs é comumente representada como segue a condição de paralelismo:

$$(111)_{\gamma} \parallel (110)_{\alpha}; \quad [1-10]_{\gamma} \parallel [1-11]_{\alpha}$$

ou, alternativamente, como:

$$(111)_{\gamma} \parallel (110)_{\alpha}; \quad [11-2]_{\gamma} \parallel [1-12]_{\alpha}$$

Em termos de eixos invariantes, a relação de Kurdjumov-Sachs pode ser descrita como uma rotação de 90° em torno do eixo <112> comum a cada cristal. Existem 12 eixos <112> equivalentes e dois sentidos de rotação para cada, resultando em 24 variantes nesta relação de orientação.

Outro tipo de relação de orientação foi proposto independentemente por Nishiyama e por Wassermann. Ela descreve a transformação martensítica adifusional observada em uma liga de ferro contendo em torno de 30% Ni. Após a têmpera, uma liga austenítica com menos que 33% Ni parcialmente transforma-se em α ccc; a tetragonalidade não é possível devido à ausência do carbono intersticial.

Esta transformação pode ser descrita pelos seguintes mecanismos:

1. Um cisalhamento simples de 19°28' na direção $[-211]_{\gamma}$ do plano denso $(111)_{\gamma}$, como no mecanismo de Kurdjumov-Sachs. Isto assegura que as orientações dos planos de alta densidade atômica são os mesmos para as estruturas iniciais e finais.
2. Uma expansão de 13,3% ao longo da direção $[01-1]_{\gamma}$, uma contração de 7,5% ao longo de $[-211]_{\gamma}$, e uma contração de 1,9% normal a estas duas direções.

Em termos de planos e direções paralelas, a relação de Nishiyama-Wassermann é expressa como:

$$(111)_{\gamma} \parallel (110)_{\alpha} ; \quad [1-10]_{\gamma} \parallel [001]_{\alpha}$$

ou, alternativamente, como:

$$(111)_{\gamma} \parallel (110)_{\alpha} ; \quad [11-2]_{\gamma} \parallel [1-10]_{\alpha}$$

Tratando-se das condições energéticas, a relação de Nishiyama-Wassermann apresenta-se mais plausível do que as outras, devido à mesma preservar melhor a densidade de empacotamento nos planos correspondentes nas estruturas das fases mãe e produto. Por exemplo, da segunda condição de paralelismo, a relação $[11-2]_{\gamma} \parallel [1-10]_{\alpha}$ implica na relação planar $(01-1)_{\gamma} \parallel (100)_{\alpha}$, estes planos são secundários na ordem da densidade reticular. Do contrário, a condição de Kurdjumov-Sachs dada por $(111)_{\gamma} \parallel (110)_{\alpha} ; [1-10]_{\gamma} \parallel [1-11]_{\alpha}$ é equivalente à relação planar $(1-3\ 1)_{\gamma} \parallel (2\ 1-1)_{\alpha}$; estes são planos que, em suas respectivas redes, são terciários na ordem de grandeza da densidade reticular.

De acordo com a condição planar $(111)_\gamma \parallel (110)_\alpha$, existem quatro alternativas para a austenita e seis para a fase ccc; similarmente, de acordo com a condição de direção $[1-10]_\gamma \parallel [001]_\alpha$, três ou duas alternativas são avaliadas, respectivamente, para as fases mãe e produto. A relação de Nishiyama-Wassermann portanto resulta em 12 variantes após a transformação.

Esta relação não tem um eixo de rotação com índices racionais. Entretanto, a expressão pode ser apresentada analiticamente como uma rotação de $95,27^\circ$ em torno do eixo $[h,k,l]=\left[(-1+\sqrt{2}+\sqrt{3}), (1+\sqrt{2}+\sqrt{3}), (\sqrt{2})\right]$.

Greninger e Troiano descobriram que a forma de agulha dos cristais de martensita em um aço 0,35%C ajuda a formar um arranjo tipo placa, o que realmente esboça os planos (111) da austenita, como prognosticado pelos mecanismos de Kurdjumov-Sachs e Nishiyama-Wassermann. Entretanto, com altos teores de carbono, a transformação parece ser mais complexa, e em nenhum dos aços eles examinaram a forma da martensita em planos de baixo índice de austenita decomposta. Para um aço com 0,8%C e 0,22%Ni [21], eles descreveram a transformação como um estado intermediário entre as predições de Kurdjumov-Sachs e Nishiyama-Wassermann, com as seguintes relações para as duas fases:

$$\langle 110 \rangle_\gamma : [11-1]_\alpha \cong 2,5^\circ \text{ e } \langle 112 \rangle_\gamma : [10-1]_\alpha \cong 2^\circ.$$

Segundo Kelly (KELLY, 2006) a característica mais significativa da transformação martensítica é a mudança macroscópica na forma da região transformada. Para o autor, a deformação é dominada pelas teorias cristalográficas da transformação martensítica através da concepção de plano invariante, base de maior sucesso da teoria fenomenológica da transformação martensítica.

A teoria fenomenológica original da transformação martensítica minimiza o efeito da deformação formando um plano de hábito invariante na martensita. Estudando a orientação cristalográfica, Kelly (KELLY, 2006) observou a existência de duas energias associadas à transformação: energia da deformação e energia da superfície, a qual admitiu ser constante para todos os valores de dilatação. Porém em 1953, Frank foi responsável pela única

aproximação da cristalografia da martensita. Ele se concentrou no caso da martensita de orientação de Kurdjumov-Sachs, a qual garante o paralelismo $\langle 110 \rangle$ da austenita e $\langle 111 \rangle$ da martensita tendo $\{225\}$ como plano de hábito. Ele reforçou a importância das duas energias, porém considerou a possibilidade de a energia interfacial variar com plano de hábito.

Quarenta anos depois Shiflet e Merwe mostram claramente que a energia interfacial é minimizada quando átomos atravessam a interface. Em martensitas de sistemas ferrosos, austenita e martensita podem apresentar relações de Kurdjumov-Sachs e Nishiyama-Wassermann, porém não apresentam orientação Greninger-Troiano, de acordo com Kelly (KELLY, 2006).

2.2.3. COMPARAÇÃO DOS MECANISMOS DE BAIN, KURDJUMOV-SACHS E NISHIYAMA-WASSERMANN

Muitos mecanismos foram propostos para descrever a transformação não-difusional de uma fase cfc para ccc. Entretanto, é difícil explicar satisfatoriamente com um simples modelo todas as características observadas em cada transformação. Alguns dos problemas encontrados podem ser explicados pela orientação do cristal produto em relação à rede da fase mãe, ou pelos índices irracionais ocasionais do plano de hábito. Na prática, os mecanismos propostos por Bain, Kurdjumov-Sachs e Nishiyama-Wassermann têm sido usados com razoável sucesso. Comparando um ao outro, as diferenças são mínimas: para obter os resultados de Kurdjumov-Sachs a partir de uma orientação predita por Nishiyama-Wassermann, é necessária uma rotação adicional de $-5^{\circ}16'$ em torno de $[011]_{\alpha}$; ilustrado na FIG. 2.9. Além disso, o mecanismo de Nishiyama-Wassermann é equivalente ao proposto por Bain com a adição da rotação de $-9^{\circ}44'$ em torno da direção $[100]_{\alpha}$.

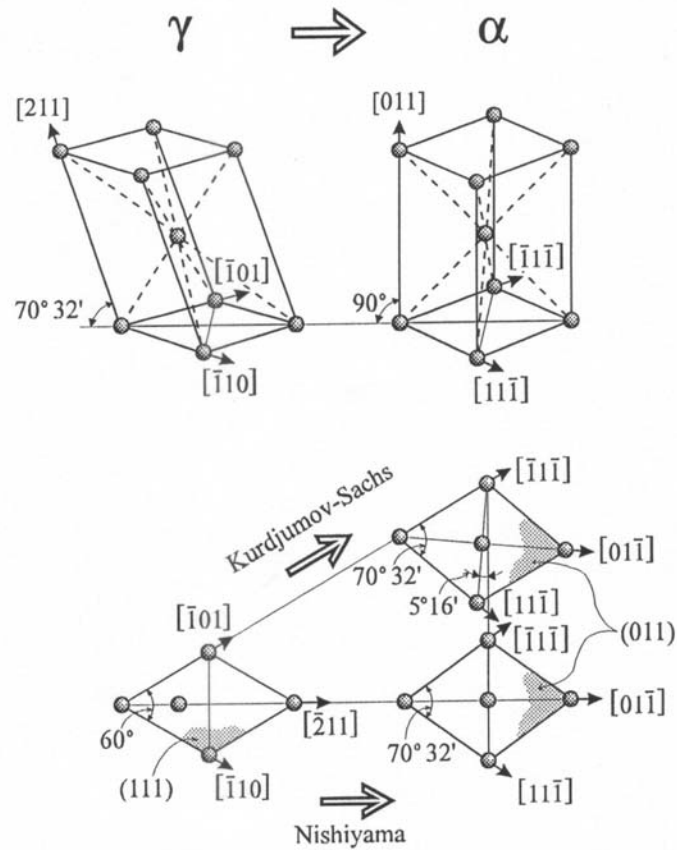


FIG 2.9. Comparação do mecanismo de Kurdjumov-Sachs com o de Nishiyama-Wassermann (Guillén, 1995).

Outra maneira de comparar os mecanismos de K-S e N-W de acordo com Godet e colaboradores (GODET et al, 2005) é representando graficamente alguns dos pólos em uma projeção mono estereográfica.

No trabalho de Godet e colaboradores (GODET et al, 2005) as posições das variantes de K-S e de N-W no pólo $\{001\}$ são identificados em termos das notações de Bishop e Hill, como mostrado na FIG. 2.10.

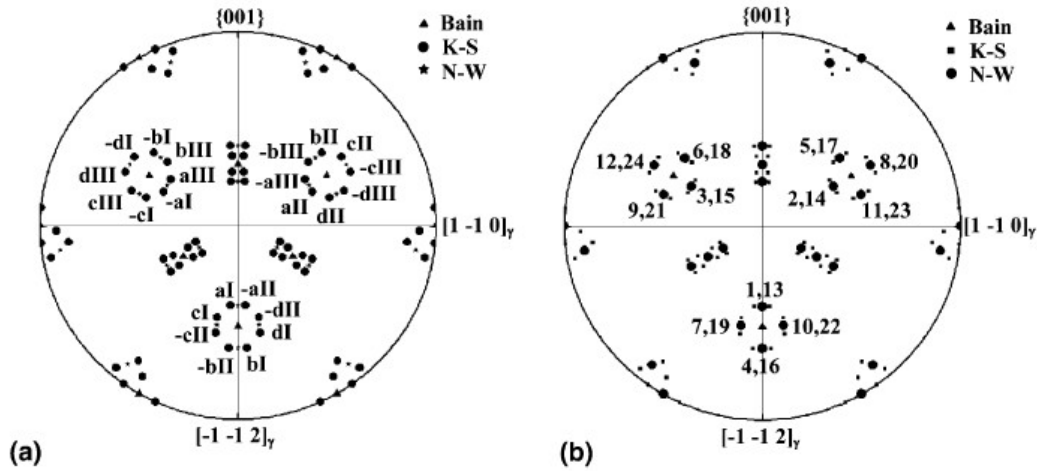


FIG. 2.10. Figuras de pólo (a) $\{0\ 0\ 1\}$ variantes de K-S (b) $\{0\ 0\ 1\}$ variantes Nishiyama-Wassermann. (GODET et al, 2005)

Estes diagramas representam a relação Nishiyama-Wassermann. A partir *deste*, duas relações são necessárias para produzir a relação de Bain: uma rotação de $54,7^\circ$ de γ para mover o pólo (100) para a direção normal, e uma rotação de 45° de α para novamente rotacionar o pólo (100) na direção normal. Assim, a condição de Bain é representada como $[110]_\gamma \parallel [100]_\alpha$ (como em Nishiyama-Wassermann) e $(100)_\gamma \parallel (100)_\alpha$. Combinando as rotações em relação às direções de laminação DL, tem-se a variação relativa $\Delta\beta_{DL}$:

$$\Delta\beta_{DL} = (54,7^\circ - 45^\circ) = 9,7^\circ$$

Similarmente, a relação de Kurdjumov-Sachs pode ser obtida por meios de duas rotações: uma, de 60° , para rotacionar o pólo (110) na direção de laminação, outra, de $54,7^\circ$ em α para alinhar o pólo (111) novamente com DL. Agora, combinando estas rotações em torno da DN, obtém-se a variação relativa $\Delta\beta_{DN}$:

$$\Delta\beta_{DN} = (60^\circ - 54,7^\circ) = 5,3^\circ$$

A distância relativa no espaço de Euler entre as relações de Bain e Kurdjumov-Sachs é desta forma:

$$\Delta\beta_{B-KS} = \sqrt{(9,7)^2 + (5,3)^2} = 11,1^\circ$$

Estas relações são representadas esquematicamente nas FIG 2.11.

Infelizmente, não é possível fazer uma escolha definitiva quando as respectivas predições estão sendo comparadas com dados experimentais devido às orientações ideais que nunca são medidas com exatidão.

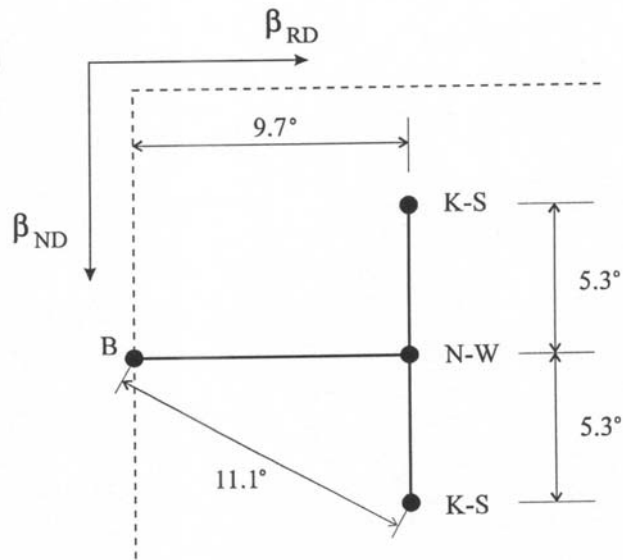


FIG 2.11. Posições relativas das relações de Bain (B), Kurdjumov-Sachs (KS) e Nishiyama-Wassermann (NW) no espaço de Euler. (GUILLÉN, 1995)

2.2.4. VARIANTES E SELEÇÃO DE VARIANTES

A relação cristalográfica entre as fases mãe e produto de uma transformação do tipo adifusional é uma característica bem conhecida especialmente em sistemas ferrosos.

De acordo com Houbaert e colaboradores (HOUBAERT et al, 2003) a transformação martensítica é fortemente influenciada pela tensão e deformação da interface, a qual privilegia a nucleação e crescimento de produtos com uma orientação favorável. Este fenômeno é conhecido como *seleção de variantes*. A textura herdada após a transformação de fase tem sido estudada experimentalmente por modelagem. Entretanto, quando as relações de orientação experimentais e as ideais são comparadas, é freqüente o caso que os resultados experimentais defiram dos ideais (modelos teóricos), visto que os modelos teóricos não levam em consideração todas as variáveis que irão influenciar na transformação e, por conseguinte nas variantes geradas. Sob estas condições, as orientações do produto que são apresentadas estão, no entanto, entre aquelas esperadas a partir das orientações da mãe. Assim,

um certo grau de seleção das variantes surge necessariamente se as predições teóricas estão de acordo com os resultados experimentais. Transformações *sem* seleção de variantes apresentam-se comuns quando a fase mãe é comparativamente livre de deformação e a transformação não segue uma deformação de rede significativa.

A ocorrência da seleção de variantes é conhecida em diversos estudos, especialmente quando uma transformação por cisalhamento está envolvida, tal como a formação de martensitas. As características da seleção de variantes dependem dos materiais, tipos de transformação e também das condições sob as quais as transformações ocorrem. A predição da textura do produto, quando a seleção de variantes é levada em consideração, requer a incorporação da importância de cada variante. Assim, a fração volumétrica considerada para cada variante não é a mesma.

As relações de orientação de Kurdjmov-Sachs (K-S), Nishiyama-Wassermann (N-W) e Bain são usadas para descrever a transformação entre a austenita (fase mãe) e a martensita (fase produto).

De acordo com as relações de orientação de K-S, um grão de austenita com uma orientação simples é capaz de produzir 24 variantes, alguns experimentos confirmam que o modelo de K-S reproduz bem a textura de transformação para vários tipos de aços baixo carbono. Por outro lado, o mecanismo de N-W prediz 12 variantes da orientação do produto e reproduz bem a relação das fases mãe e produto das ligas ferrosas por exemplo. Ambos mecanismos são de fato modificação do modelo original de Bain o qual tem somente 3 variantes. (HOUBAERT et al, 2003)

Segundo Houbaert e colaboradores (HOUBAERT et al, 2003) o modelo proposto por Humbert e colaboradores em 1988 assume que as dimensões macroscópicas da amostra são responsáveis pela seleção de variantes. De acordo com esse modelo a seleção de variantes maximiza a deformação na direção normal da chapa (que contém poucos grãos). Porém mais tarde, em 1991, Liu e Bunge estudaram a transformação martensítica numa liga Fe-30%Ni com uma forte textura de cubo, aplicando a relação de orientação de N-W. Eles observaram que a deformação plástica está relacionada com as regras de seleção de variantes bem como com o plano de hábito e eles estão associados com a ativação dos planos e direções de deslizamento durante a deformação.

Wittridge e Jonas (WITTRIDGE E JONAS, 2000) associam a ocorrência da seleção de variantes à deformação da subestrutura existente no material após o tratamento mecânico. Na versão original do modelo, eles se baseiam numa correspondência formal entre doze sistemas de deslizamento $[111]\langle 110 \rangle$ da estrutura cfc e 24 variantes da relação de orientação de K-S, em que cada sistema de deslizamento ativa um eixo de rotação no plano $\langle 112 \rangle$ K-S, o qual é perpendicular ao plano e direção de deslizamento.

Kelly (KELLY, 2006) estudou a influência da deformação na teoria fenomenológica das transformações martensíticas. Os resultados mostram que as diferentes variantes selecionadas para que ocorra transformação martensítica conferem diferentes valores ao parâmetro de cisalhamento (FIG. 2.12).

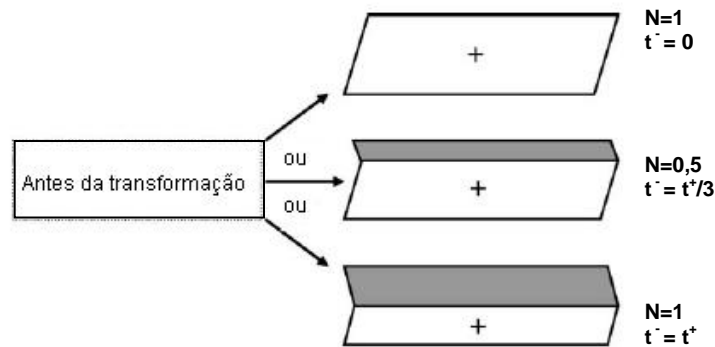


FIG.2.12. Transformação martensítica da mãe. Várias combinações de variantes com diferentes valores de parâmetro de cisalhamento N . (KELLY,2006)

De acordo com Guillén (GUILLÉN, 1995) muitas regras de seleção foram propostas. Dentre as mais importantes, podemos citar:

- (i) o modelo de “deformação da forma” (DF), nomenclatura proposta por Furubayashi e colaboradores,
- (ii) o modelo de “Bokros-Parker” (BP),
- (iii) o modelo de “sistemas de deslizamento ativos” (DA),
- (iv) o modelo de “cisalhamento por maclagem” (CM),
- (v) o modelo de “deformação de Bain” (DB), e
- (vi) o modelo dos “parâmetros geométricos” (PG).

No modelo DF, a deformação cisalhante associada com a formação da martensita (observável em uma mudança de forma externa) foi considerada como um fator influente na seleção de variantes. Entretanto, para a análise de dados experimentais em aços e ligas ferrosas não foi confirmada a validade de cada predição.

O modelo BP foi proposto após um estudo da formação da martensita em um monocristal de uma liga de Fe-30Ni deformado. De acordo com este modelo, as variantes favorecidas são aquelas em que os planos de hábito correspondentes estão quase perpendiculares aos planos de deslizamento ativados na austenita. Este comportamento foi considerado uma consequência da subestrutura anisotrópica introduzida durante a deformação. Contudo, este modelo é considerado por alguns autores a ser parcialmente válido para a predição da seleção de variantes durante a transformação da martensita.

O terceiro modelo, rotulado “DA”, novamente considera a atividade de sistemas de deslizamento na austenita, especialmente aqueles sujeitos às grandes tensões de cisalhamento durante a deformação e antes da deformação. As variantes favorecidas, de acordo com este modelo, são aquelas que contêm os sistemas de deslizamentos com a máxima tensão de cisalhamento resolvida durante a laminação. As texturas preditas por este modelo são fracas em relação aquelas observadas experimentalmente.

No modelo “CM”, o primeiro cisalhamento associado com a transformação cfc para o ccc é considerado como a deformação executada pela tensão aplicada. Assim, o movimento atômico crítico requerido para iniciar a formação da martensita é o cisalhamento que primeiro acontece ao longo da direção $\{111\}_\gamma <211>_\gamma$, seguido por um segundo cisalhamento necessário para completar a transformação. A frequência de muitas variantes martensíticas observadas experimentalmente após a formação da martensita induzida por tensão pode ser predita com este modelo.

O modelo “DB” descreve a tensão aplicada durante a deformação com a tensão de Bain, característica da transformação martensítica. Já que a compressão associada com a deformação de Bain é paralela a $<100>_\gamma$, quando uma tensão compressiva externa é aplicada, a variante que será favorecida é aquela com um eixo $[100]_\gamma$ paralelo a tal tensão. Resultados experimentais razoáveis são obtidos com este modelo.

Finalmente, o modelo “PG” propõe que a seleção das variantes durante a formação da martensita seja aquela que produz a menor deformação no plano da chapa. Esta conclusão foi obtida após comprovar que a redução por laminação e tensões residuais não tem efeito preponderante na seção, e que regras de sistemas de deslizamentos ativos não foram também aplicáveis. Assim, os parâmetros dimensionais de amostras foram por si só considerados para induzir a seleção de variantes, devido ao aumento de volume e mudanças da forma que ocorriam durante a transformação.

A simulação das texturas de transformação por métodos que leva a seleção de variantes em consideração envolve mecanismos que dependem do material e das condições de transformação. Devido ao grande número de parâmetros envolvidos, um modelo geral ainda não foi proposto ou aceito.

2.2.5. MACLAGEM NO SISTEMA CÚBICO

O processo de maclagem ocorre frequentemente em materiais com baixa simetria. São defeitos gerados por deformação plástica ou por transformação de fase. A relação cristalográfica entre maclas é uma relação complexa, porém pode ser obtida por uma ou mais operações distintas: (i) por reflexão no plano de hábito (ii) pela rotação de 180° em torno do plano normal.

A FIG. 2.13 mostra que a maclagem pode ser entendida como uma rotação de 180° em torno da normal ao plano de maclagem. O eixo de rotação $\bar{d} = [d_1, d_2, d_3]$ é, portanto, a normal ao plano de maclagem. No caso de materiais cúbicos de faces centradas e corpo centrado, estes planos pertencem às famílias $\{111\}$ e $\{112\}$, respectivamente.

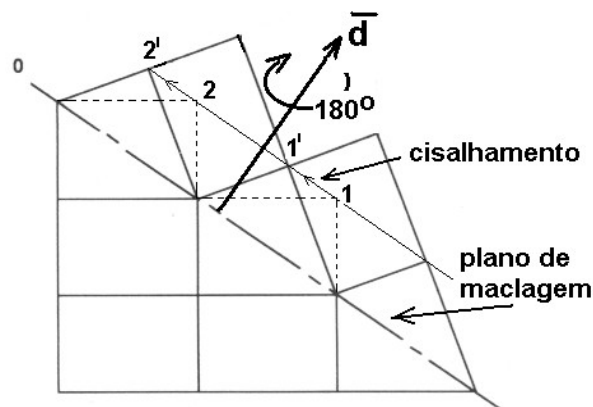


FIG 2.13. Elementos cristalográficos da maclagem.

Genericamente, a relação dá-se pela EQ. 2 abaixo:

$$g(\bar{d}, \omega) = \begin{vmatrix} (1-d_1^2)\cos\omega + d_1^2 & d_1.d_2.(1-\cos\omega) + d_3.\text{sen}\omega & d_1.d_3(1-\cos\omega) - d_2.\text{sen}\omega \\ d_1.d_2.(1-\cos\omega) - d_3.\text{sen}\omega & (1-d_2^2).\cos\omega + d_2^2 & d_2.d_3(1-\cos\omega) + d_1.\text{sen}\omega \\ d_1.d_3.(1-\cos\omega) + d_2.\text{sen}\omega & d_3.d_2.(1-\cos\omega) - d_1.\text{sen}\omega & (1-d_3^2).\cos\omega + d_3^2 \end{vmatrix} \quad (\text{EQ. 2})$$

Assim, basta especificar-se a normal ao plano de maclagem, seja no CCC ou CFC, para calcular seu operador, não importando se a macla é formada por deformação ou recozimento. Nesta equação, [d1, d2,d3] são os índices da normal ao plano e ω é o ângulo de rotação.

2.3. CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DE LIGAS FERROSAS COM TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

Existem diferentes técnicas para caracterização das ligas ferrosas. Dentre elas estão a microscopia ótica, difração de raios X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de transmissão (MET). Contudo, nesta revisão só será dado enfoque no que diz respeito à microscopia ótica, DRX e MEV.

Será dado um enfoque nas ligas ferrosas que apresentam transformações martensíticas não-termoelásticas, pois se assemelham ao tipo de transformação que sofre o material utilizado nesse trabalho.

2.3.1. MICROSCOPIA ÓTICA E MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

De acordo com Maki e colaboradores (MAKI et al., 2006), as ligas ferrosas apresentam diferentes morfologias da fase martensítica (FIG. 2.14), porém, com características cristalográficas únicas.

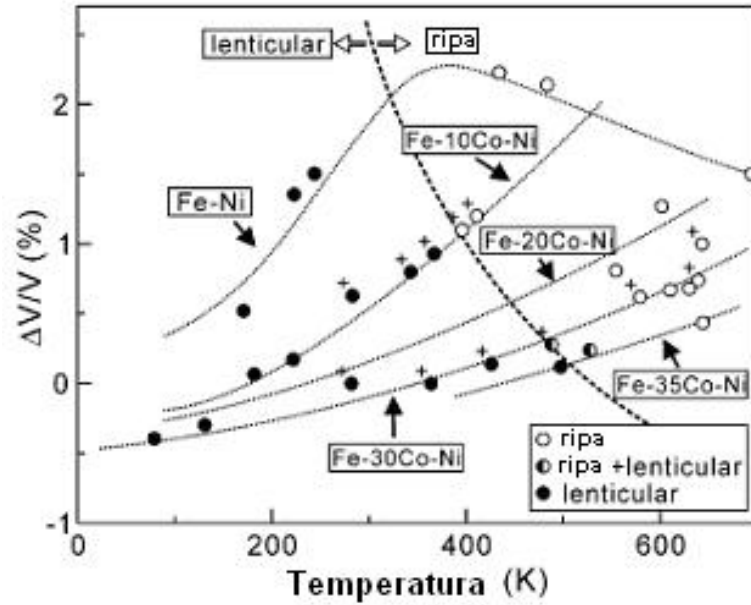


FIG. 2.14. Morfologia da martensita em ligas Fe-Ni-Co em função da temperatura M_s e da variação de volume. (MAKI et al., 2006)

Eles investigaram a variação de volume da fase martensítica, bem como a existência de subestruturas em ligas Fe-Ni-Co, especialmente na temperatura M_s . Os resultados mostraram que a morfologia da martensita varia com a composição das ligas ferrosas (FIG. 2.15).

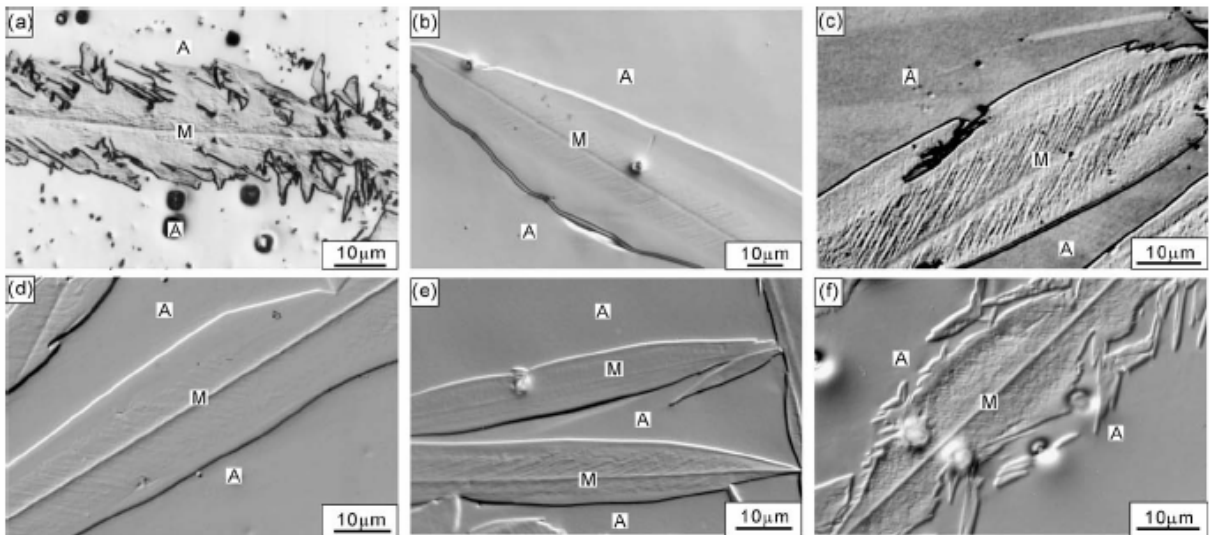


FIG. 2.15. Martensita lenticular em ligas Fe-Ni-Co (a) Fe-31Ni (b) Fe-30Ni-10Co (c) Fe-33Ni (d) Fe-27Ni-20Co (e) Fe-28Ni-20Co (f) Fe-24Ni-30Co. (MAKI et al., 2006)

Dikici e Kirindi (DIKICI E KIRINDI, 2006) observaram algumas características microestruturais da transformação, induzida tanto termicamente quanto por deformação, de uma liga Fe-12,5%Mn-5,5%Si-9%Cr-3,5%Ni. Eles perceberam que as análises microestruturais são complicadas uma vez que dependem de vários fatores físicos, especialmente para as ligas policristalinas, que apresentam estado de tensão bem complexo.

De acordo com Dikici e Kirindi (DIKICI E KIRINDI, 2006) ligas Fe-Mn-Si-Cr-Ni têm sido estudadas com a intenção de entender fatores que afetam na capacidade de memória de forma, tais como a quantidade e temperatura de deformação e temperatura de recozimento. Os pesquisadores observaram que geralmente apenas uma ou duas bandas de orientação são ativadas em um grão, observaram ainda que à medida que aumenta a taxa de deformação, aumenta a quantidade de ripas de martensita formadas.

Aktas e colaboradores (AKTAS et al., 2005) estudaram as propriedades magnéticas de uma liga Fe_{31%}Ni_{0,4%}Cr usando a espectroscopia Mössbauer e usando a microscopia eletrônica de varredura (MEV). Observaram o crescimento da martensita isotérmica na estrutura da austenita ferromagnética. Eles observaram que a liga Fe-Ni-Cr na fase austenítica é magneticamente ordenada e que a martensita isotérmica cresce no contorno de grão da austenita (FIG. 2.16).

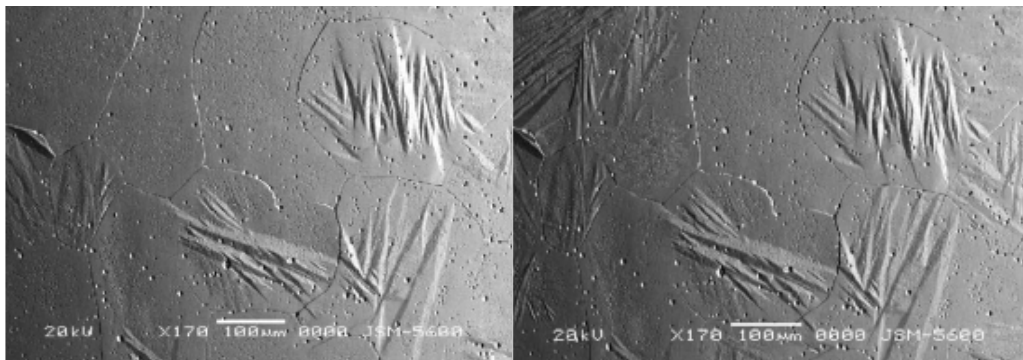


FIG. 2.16. Micrografias extraídas do MEV. Crescimento da martensita isotérmica (a) 3 min (b) 6 min de tratamento com nitrogênio líquido. (AKTAS et al., 2005)

2.3.2. USO DA TÉCNICA DE EBSD PARA MICROSCOPIA DE IMAGEM POR ORIENTAÇÃO (MIO) NA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

Outra forma de caracterização da fase martensita em ligas ferrosas é a análise das relações de orientação. Apesar da difração de raios-X ser um método muito utilizado para caracterizar ligas ferrosas, muita informação morfológica das microestruturas é perdida. Com a intenção de obter informações de áreas menores, a utilização das linhas de Kikuchi vem sendo incentivada. Um desses trabalhos utilizando a difração das linhas de Kikuchi para análise das relações de orientação é de Minamino e colaboradores (MINAMINO et al., 2005). Eles fizeram uma análise das relações de orientação da martensita de uma liga Fe-28,5%Ni utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

Minamino e colaboradores (MINAMINO et al., 2005) observaram que uma das grandes dificuldades de mapear as relações de orientações da martensita em ligas ferrosas é a alta densidade de defeitos, tais como discordâncias, presentes na microestrutura. Utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) de alta resolução (*field emission type gun – FEG*) os pesquisadores analisaram a estrutura cristalina da martensita de forma detalhada.

Por existir uma simetria entre os sistemas cúbicos, Minamino e colaboradores (MINAMINO et al., 2005) consideraram os 12 variantes cristalográficos que obedecem à relação de Nishiyama-Wassermann (N-W) (TAB. 2.2).

TAB 2.2. Doze variantes cristalográficas da relação de N-W (Minamino et al., 2005).

Variante	Plano paralelo	Direção paralela
V ₁	$(1\ 1\ 1)_\gamma // (0\ 1\ 1)_{\alpha'}$	$[2\ \bar{1}\ \bar{1}]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₂		$[\bar{1}\ 2\ \bar{1}]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₃		$[\bar{1}\ \bar{1}\ 2]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₄	$(\bar{1}\ 1\ 1)_\gamma // (0\ 1\ 1)_{\alpha'}$	$[2\ \bar{1}\ \bar{1}]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₅		$[1\ 2\ \bar{1}]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₆		$[1\ \bar{1}\ 2]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₇	$(1\ \bar{1}\ 1)_\gamma // (0\ 1\ 1)_{\alpha'}$	$[2\ 1\ \bar{1}]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₈		$[\bar{1}\ 2\ \bar{1}]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₉		$[\bar{1}\ 1\ 2]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₁₀	$(\bar{1}\ \bar{1}\ 1)_\gamma // (0\ 1\ 1)_{\alpha'}$	$[\bar{1}\ 2\ 1]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₁₁		$[\bar{1}\ 2\ 1]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$
V ₁₂		$[\bar{1}\ \bar{1}\ 2]_\gamma // [0\ \bar{1}\ 1]_{\alpha'}$

A FIG. 2.17 mostra de forma esquemática como as relações de orientações das fases austenita e martensita se correspondem obedecendo a relação de N-W.

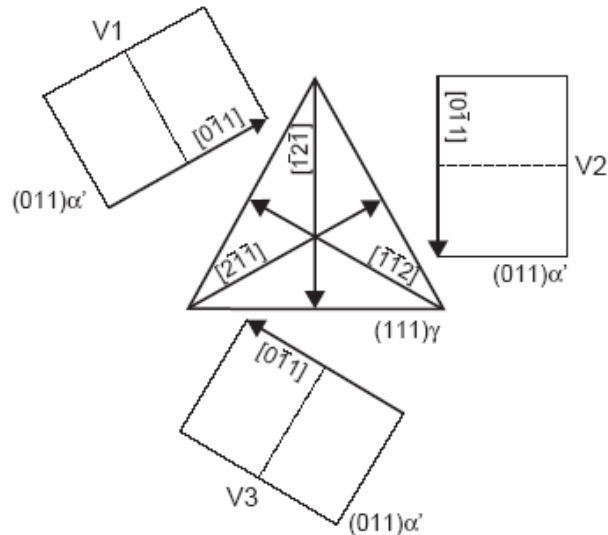


FIG. 2.17. Esquema de três variantes cristalográficas (V_1 , V_2 e V_3) do plano (111) da austenita na relação N-W. O triângulo e os retângulos indicam o plano (111) da austenita (cfc) e o plano (011) da martensita (ccc), respectivamente. (MINAMINO et al., 2005)

A FIG. 2.18 mostra o resultado do mapeamento feito por Minamino e colaboradores (MINAMINO et al., 2005), mapa de IQ (*image quality*) e o mapeamento de orientações de grãos. A orientação da martensita é produto da orientação da fase austenítica $(0\ 0\ 1)[1\ 0\ 0]$.

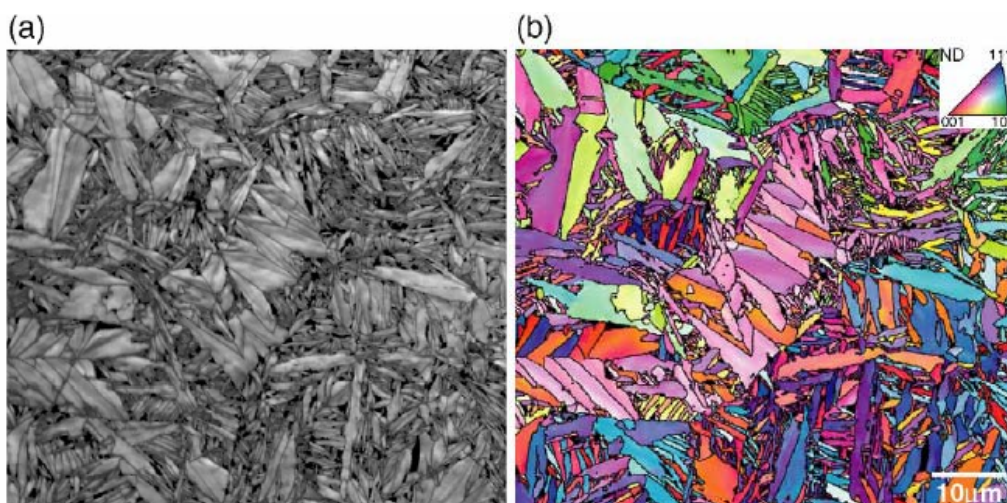


FIG. 2.18. Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni (a) mapa de IQ (b) mapa de orientação de grãos (OIM). Em (b) as cores representam as orientações perpendiculares ao plano de observação, indicado no triângulo estereográfico. (MINAMINO et al., 2005)

A microestrutura típica da martensita pôde ser observada na FIG. 2.18 (a), a qual também pode ser observada por microscopia ótica ou MEV. O resultado indica que apesar da alta densidade de defeitos, com a técnica de alta resolução é possível mapear as orientações da martensita. As variantes da transformação são claramente distinguidas (FIG. 2.19).

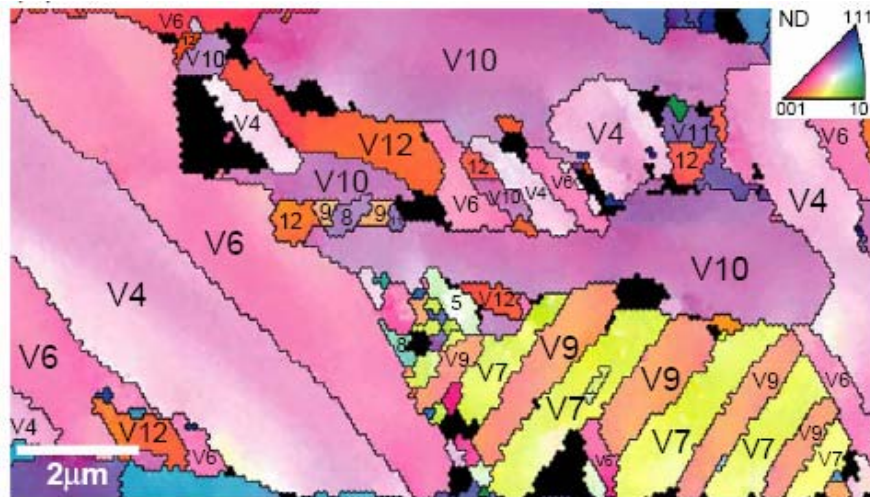


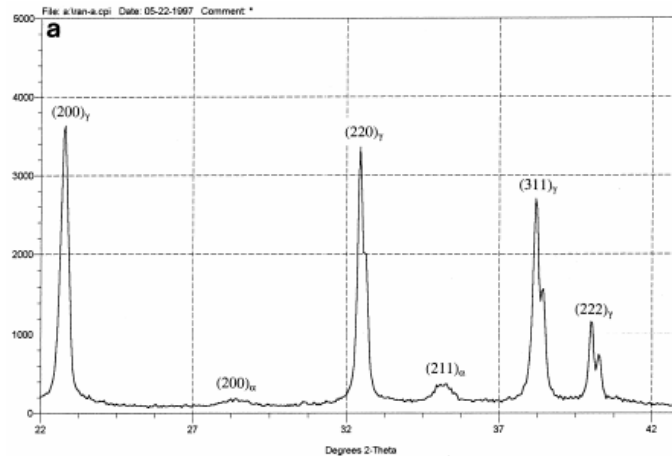
FIG. 2.19. Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni (MINAMINO et al., 2005)

Minamino e colaboradores (MINAMINO et al., 2005) acreditam que certas combinações de cores que se repetiram em algumas áreas sugerem a existência de uma regra para a seleção de variantes na transformação martensita. Os resultados mostraram que nem todas as variantes aparecem dentro dos grãos de austenita.

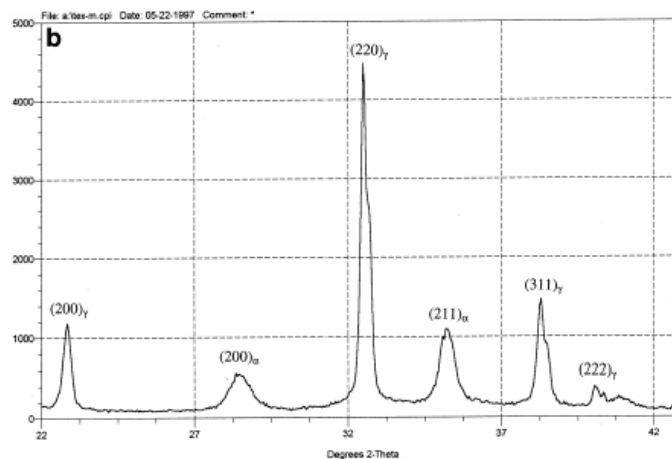
2.3.3. DIFRAÇÃO DE RAIOS X

De acordo com Gates e colaboradores (GATES et al., 1999) a transformação da austenita em martensita pode ser caracterizada por difração de raios X. Pela difração de raios X eles observaram o comportamento de uma liga Fe-20%Ni-0,8%C antes e depois da transformação.

A redução da intensidade dos picos {200} e {311} nos espectros de raios X indica a transformação da austenita (FIG. 2.20).



(a)



(b)

FIG. 2.20. Espectros de difração de raios X. (a) antes (b) depois da transformação. (γ refere a austenita e α refere a martensita). (GATES et al., 1999)

Estudando o comportamento da laminação a quente e da transformação martensítica em uma liga Fe-32%Ni, Xu e Huang (XU e HUANG, 2006) analisaram a liga medindo a resistência elétrica e detectando os picos de difração de raios X. Eles observaram que a transformação martensítica é influenciada pelas características da fase mãe, tais como composição homogênea, densidade e distribuição de defeitos, morfologia e tempo de transformação. Os resultados mostraram que quando a liga é submetida a uma pequena deformação, ocorre um aumento da temperatura de M_s e conseqüentemente um aumento da fração volumétrica de martensita (FIG. 2.21).

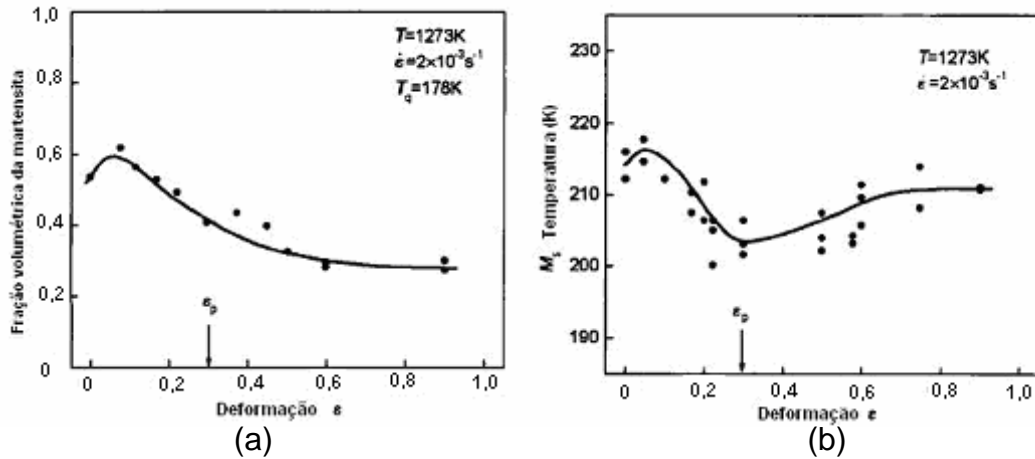


FIG. 2.21. Efeito da deformação (a) na fração volumétrica de martensita (b) na temperatura M_s de uma liga Fe-32%Ni. (XU E HUANG, 2006)

As características da transformação martensítica: cinética, morfologia e termodinâmica, vêm sendo estudadas tanto em ligas à base de ferro quanto em aços assistidos pelo efeito TRIP. É o caso do trabalho de Patoor e colaboradores (PATOOR ET AL., 2004) que trata da análise de um aço assistido pelo efeito TRIP. Os pesquisadores observaram que um aço multifásico submetido a um estado de tensão promove a transformação de fase austenita (γ) \rightarrow martensita (α'). Os resultados mostraram que a caracterização da fase martensítica por difração de raios X é complicada, uma vez que os picos da martensita se confundem com os picos da fase ferrítica.

2.4. MODELAMENTO DA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

A existência de diversas propostas teóricas isoladas para o entendimento das transformações de fase e evolução microestrutural nos metais – desde os estudos de Bain, até os trabalhos mais recentes, juntamente com modernas técnicas de simulação de modelos analíticos em microcomputadores permitem-nos, atualmente, a elaboração de procedimentos para a previsão e simulação, numérica e gráfica, das microestruturas resultantes de transformações de fase em materiais sob processamento termomecânicos, os mais diversos, com boa aproximação.

Uma microestrutura baseada num modelo computacional capaz de descrever a transformação de fase é de grande importância. Exemplo disso, são os modelos criados para controlar e entender a cinética da transformação martensítica.

Gates e colaboradores (GATES et al., 1999), usando um modelo teórico, estudaram uma liga Fe-20%Ni-0,8%C (FIG. 2.22). Trata-se, neste caso, de martensita induzida por deformação.

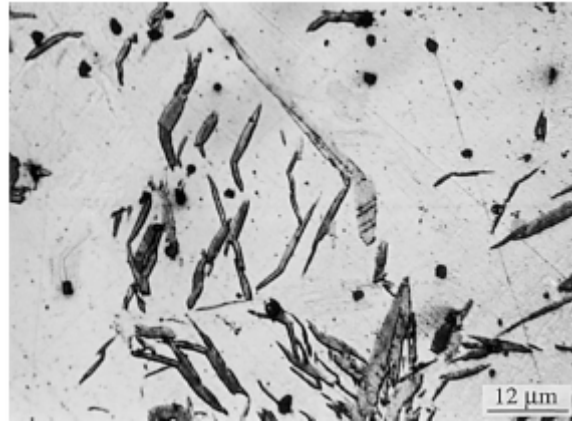


FIG. 2.22. Típica martensita induzida por tensão em ligas Fe-Ni-C. (GATES et al., 1999)

Eles observaram que modelo teórico prediz a relação entre a deformação e o volume de martensita resultante da transformação. O modelo indica que depois de 30% transformada por compressão, o material já apresenta orientações da martensita formada que concordaram com as observações experimentais.

A predição de textura após a transformação, sem seleção de variantes, leva a texturas de transformação que diferem quali e quantitativamente das observadas experimentalmente. Isto se observa tanto quando o tratamento é feito via função de orientação como através de orientações individuais. Alguns modelos têm contribuído para o melhor entendimento da formação das texturas de transformação, no que se refere à seleção de variantes, utilizando tratamento cristalográfico. Em geral, estes modelos se aplicam à transformação de uma austenita deformada.

Jonas e colaboradores (JONAS et al., 1996a) compararam a textura de transformação de uma liga ferrosa (Fe-30%Ni) e um aço microligado (0,18%C-1,35%Mn-0,034%Nb) com as texturas previstas. Eles utilizaram um modelo para prever a textura de transformação resultante da transformação austenita/martensita. O modelo utilizou dois critérios de seleção de variantes; o primeiro considera os sistemas de deslizamento baseado, numa regra de seleção, para limitar o número de possibilidades de orientações ccc. O

segundo considera a redução das tensões internas da mãe (fase austenítica), o que elimina um número de variantes K-S. Eles observaram que uma importante característica da simulação da textura de transformação é a regra de seleção de variantes baseada na redução das tensões internas presentes na fase austenítica, depois da laminação.

Num segundo método, Jonas e Wittridge (JONAS e WITTRIDGE, 2000), utilizaram as reações entre as discordâncias de uma austenita deformada para definir as orientações da textura do produto. Ambos os modelos são baseados na relação K-S e tratam apenas de nucleação da textura de transformação, não diferenciando martensita de ferrita. Os resultados obtidos por Jonas e Wittridge mostram que de modo geral há uma boa concordância entre os resultados experimentais e os teóricos. A FIG. 2.23 mostra as funções de distribuição de orientação (FDOCs) medidas e simuladas.

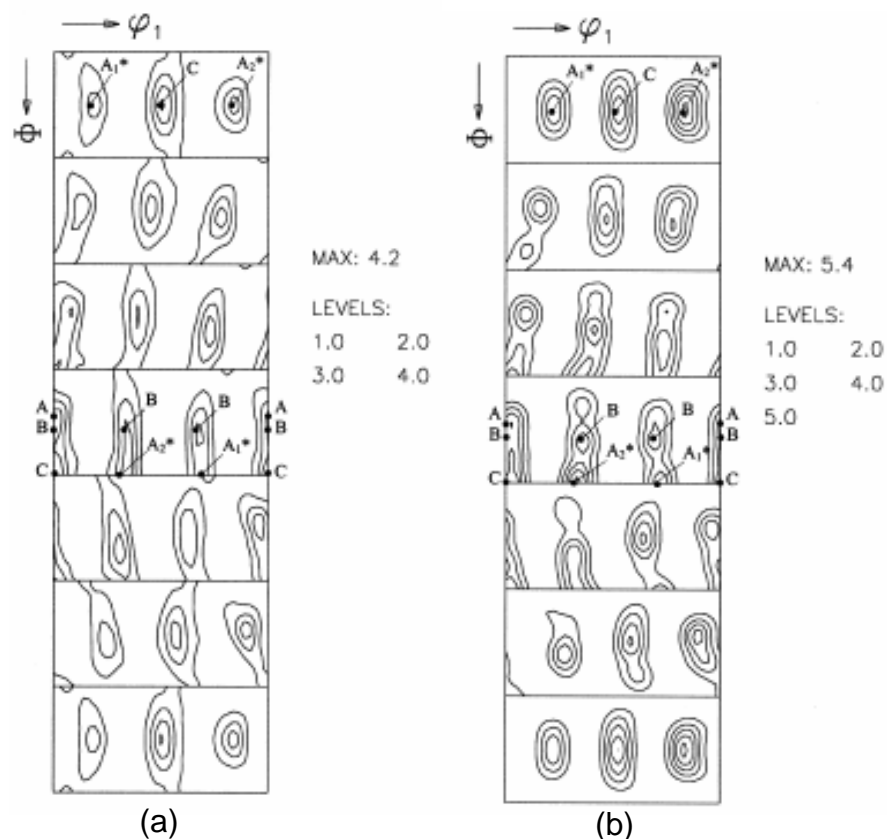


FIG.2.23. FDOCs da textura de deformação (a) medidas (b) simuladas. (JONAS e WITTRIDGE, 2000)

A herança de orientações preferenciais durante a transformação austenita/martensita é muito investigada. Geralmente a formação da ferrita, martensita e bainita envolve a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (K-S), embora apenas algumas variantes, das 24 possibilidades (TAB. 2.3), sejam formadas durante a transformação. (KIM et al., 2004)

TAB 2.3. Vinte e quatro variantes da relação de K-S (KIM et al., 2004).

Variante	Plano Paralelo (γ)//(α')	Direção paralela [γ]//(α')	Variante	Plano Paralelo (γ)//(α')	Direção paralela [γ]//(α')
1	(111)//(011)	$[\bar{1}10]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	13	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[110]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
2	(111)//(011)	$[\bar{1}10]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	14	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[110]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
3	(111)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	15	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[011]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
4	(111)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	16	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[011]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
5	(111)//(011)	$[0\bar{1}1]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	17	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
6	(111)//(011)	$[0\bar{1}1]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	18	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
7	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[\bar{1}\bar{1}0]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	19	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[\bar{1}\bar{1}0]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
8	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[\bar{1}\bar{1}0]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	20	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[\bar{1}\bar{1}0]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
9	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[0\bar{1}1]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	21	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
10	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[0\bar{1}1]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	22	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
11	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	23	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[011]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$
12	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[101]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$	24	($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)//(011)	$[011]$ // $[\bar{1}\bar{1}1]$

Segundo Kim e colaboradores (KIM et al., 2004) a cinética da transformação martensítica é considerada um fenômeno de nucleação controlada, em que o sítio de nucleação age dependente da relação entre a tensão externa aplicada e a rede deformada. Eles criaram um modelo computacional capaz de descrever a microestrutura de um aço austenítico metaestável, tanto na fase austenítica quanto martensítica.

Eles observaram que a transformação austenita/martensita ocorre quando a soma entre a energia mecânica produto da tensão externa aplicada e a energia livre que excede um valor crítico.

Hsu e colaboradores (Hsu et al., 2002) fizeram uma modificação no modelo unidimensional de transformações martensíticas baseado na teoria de Landau-Ginzburg. Os pesquisadores adicionaram uma energia de deformação da fase inicial à energia livre do sistema já considerada por Landau. Ambos, o estado de equilíbrio e o processo dinâmico da transformação martensítica foram investigados pela solução numérica da equação de movimento. Os resultados mostram que teorias como a de Landau-Ginzburg descrevem o mecanismo de crescimento e nucleação da martensita, bem como que o modelo numérico utilizado concorda bem com os dados experimentais.

Os aços assistidos pelo efeito TRIP vêm sendo estudados, a fim de entender as características da transformação martensítica que ocorre com esses materiais. Geers e colaboradores (GEERS et al., 2004) estudaram através de um modelo matemático a transformação martensítica de um aço assistido pelo efeito TRIP.

O modelo matemático de Geers e colaboradores (GEERS et al., 2004) teve como base a variação da interface austenita/martensita em consequência da deformação. O modelo incluía ainda, características essenciais da transformação martensítica induzida por deformação e uma descrição do crescimento da martensita. Foi possível prever a evolução da tensão em ambas as fases bem como do processo de transformação induzido por deformação.

Suiker e Turteltaub (SUIKER e TURTELTAUB, 2006) estudaram um modelo termomecânico da transformação martensítica, baseado na transformação da fase cúbica para a fase tetragonal. O modelo de Suiker e Turteltaub (SUIKER e TURTELTAUB, 2006) utilizou algumas restrições para a Segunda Lei da Termodinâmica, algumas equações da cinética da transformação de fase e ainda consideraram três escalas para observação da transformação: *mesoescala*, referente à fase inicial, *microescala superior* nível em que aparece a interface entre austenita e martensita e a *microescala inferior* em que diferentes orientações cristalográficas da martensita estão presentes. A FIG. 2.24 apresenta as diferentes escalas utilizadas pelos pesquisadores para observação das características da transformação.

Os pesquisadores observaram que ocorre uma preservação das características cristalográficas das fases, bem como a influência da variação volumétrica após a transformação.

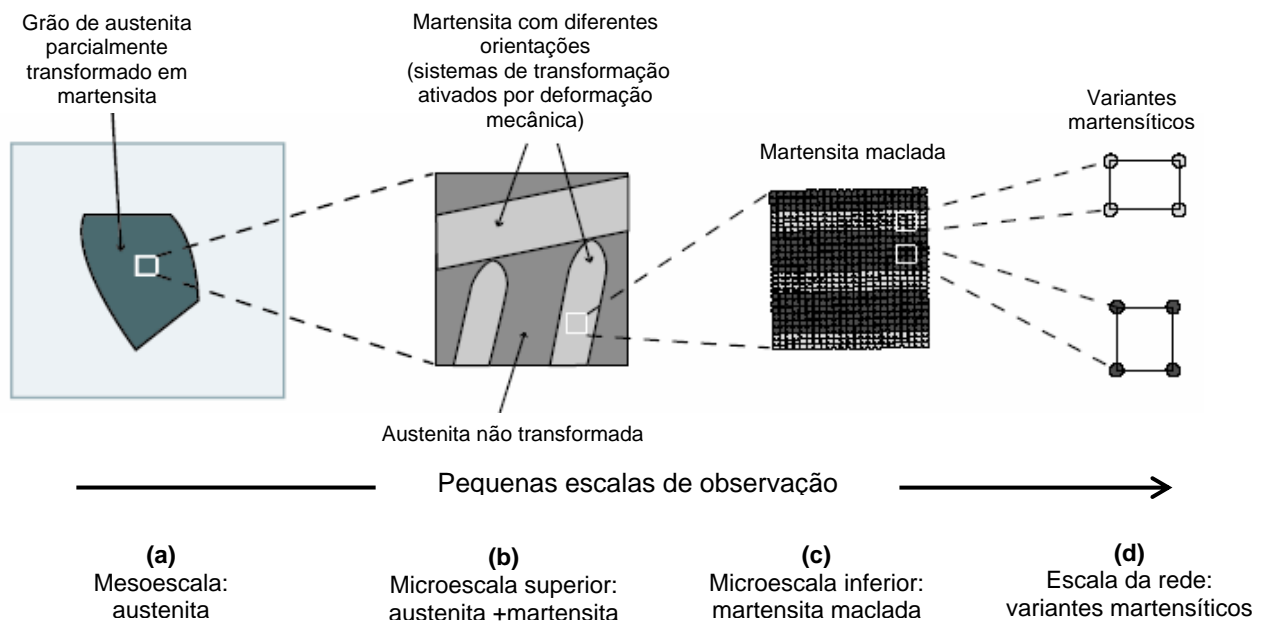


FIG. 2.24. Escalas de observação. (SUIKER e TURTELTAUB, 2006)

Os resultados obtidos no trabalho de Suiker e Turteltaub (SUIKER e TURTELTAUB, 2006) mostraram que o modelo termomecânico proposto para a transformação de fase leva em conta tanto os efeitos associados com a microestrutura quanto às escalas de alguns subgrãos que aparecem durante o processo. Particularmente as orientações cristalográficas das fases individuais (cúbica e tetragonal) são preservadas na mesoescala. Conseqüentemente o chamado critério de seleção de variantes em comparação com outros é mais eficaz. Mais especificamente, as características de cada sistema de transformação no que se refere ao critério de seleção de variantes considera não somente o plano de hábito que aparece entre as fases cúbica e tetragonal (FIG. 2.25), mas também as tensões internas presentes na martensita maclada.

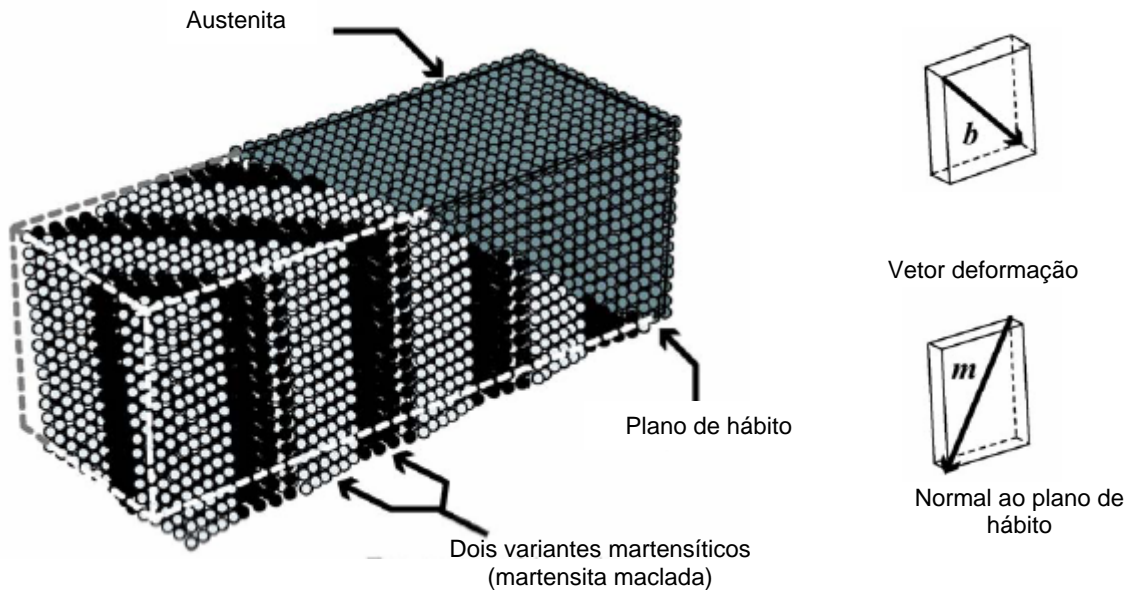


FIG. 2.25. Martensita maclada e austenita. As esferas pequenas representam as redes cúbica e tetragonal. m é a normal do plano de hábito e o vetor b representa o vetor da deformação. As localizações das redes são computadas segundo a teoria de Ball e James (SUIKER e TURTELTAUB, 2006).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. MATERIAL

O material utilizado neste trabalho é uma liga Fe-Ni fornecida sob forma de barra cilíndrica com diâmetro de aproximadamente 15 mm e cuja composição química é mostrada na TAB. 3.1. A liga investigada nesse trabalho foi um dos objetos de estudo dos diversos trabalhos do professor José Roberto Guimarães (GUIMARÃES E ECKSTEIN, 1983), por quem a composição e características foram analisadas.

TAB 3.1. Composição química da liga ferrosa utilizada nesta tese.

Elemento	C	Ni	Ti
(p/p)%	0,083	27,22	0,46

A FIG. 3.1 mostra somente de forma ilustrativa, a fotomicrografia do material como recebido.

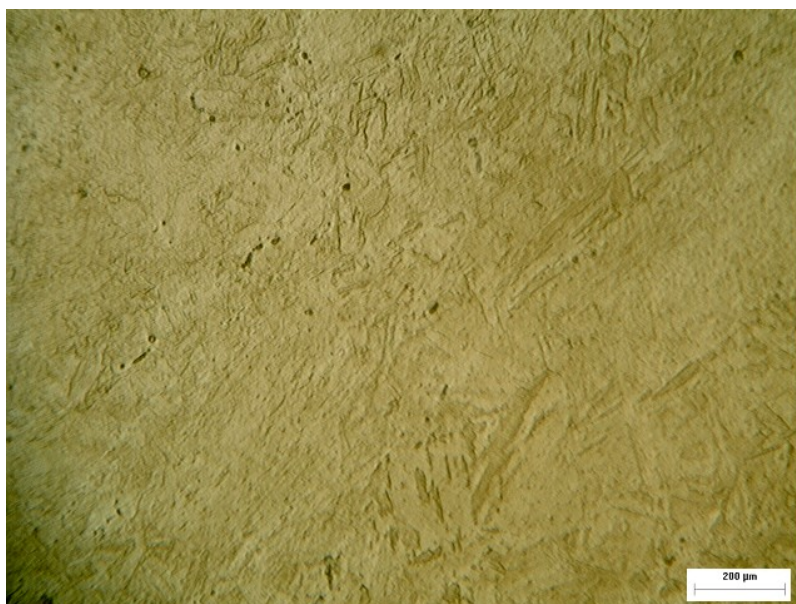


FIG. 3.1 Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica, do material como recebido. Nital 5%.

3.2. LAMINAÇÃO

A laminação a quente foi realizada nas Oficinas do Centro de Pesquisas da CSN. Inicialmente foi feito o rebaixamento dos dois lados de amostras cilíndricas, conforme esquematizado na FIG. 3.2.

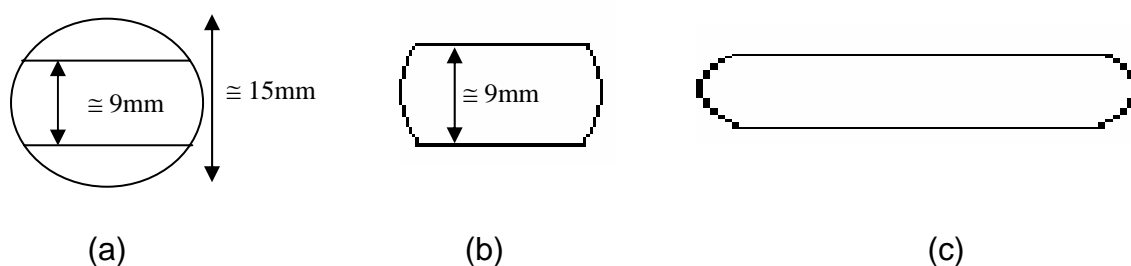


FIG. 3.2 Desenho esquemático do material antes e depois da laminação a quente (a) inicialmente (b) antes da laminação (c) após a laminação.

Antes da laminação houve aquecimento até 1100°C num forno tipo mufla, durante 30 minutos, seguido de laminação de desbaste em um laminador FENN-135 (FIG. 3.3).



FIG. 3.3 Foto do laminador e do forno tipo mufla do Centro de Pesquisas da CSN.

Para otimização dos parâmetros de trabalho tais como velocidade de laminação, abertura dos cilindros, corrente do motor e outros, foram feitas laminações preliminares, conforme o esquema de monitoramento de trabalho de laminação do Centro de Pesquisas da CSN.

O esquema de laminação foi pré-determinado, de modo a obterem-se tiras com espessuras de aproximadamente 3 mm. O monitoramento das temperaturas durante esse trabalho foi realizado por um termopar fixado no corpo de prova (CP). O material sofreu aproximadamente 66% de deformação a quente e em seguida foi resfriado ao ar.

3.3. PARÂMETROS DO TRATAMENTO TÉRMICO

Para obter uma microestrutura bifásica austenita/martensita, optou-se por amostras com estrutura inicial austenítica. Assim, após a última deformação, as tiras foram resfriadas ao ar. As temperaturas de tratamento foram escolhidas com base na literatura existente, em especial nos trabalhos de Guimarães (GUIMARÃES E ECKSTEIN, 1983) e no diagrama de equilíbrio Fe-Ni extraído do ASM Metals HandBook Vol 3 (FIG. 3.4).

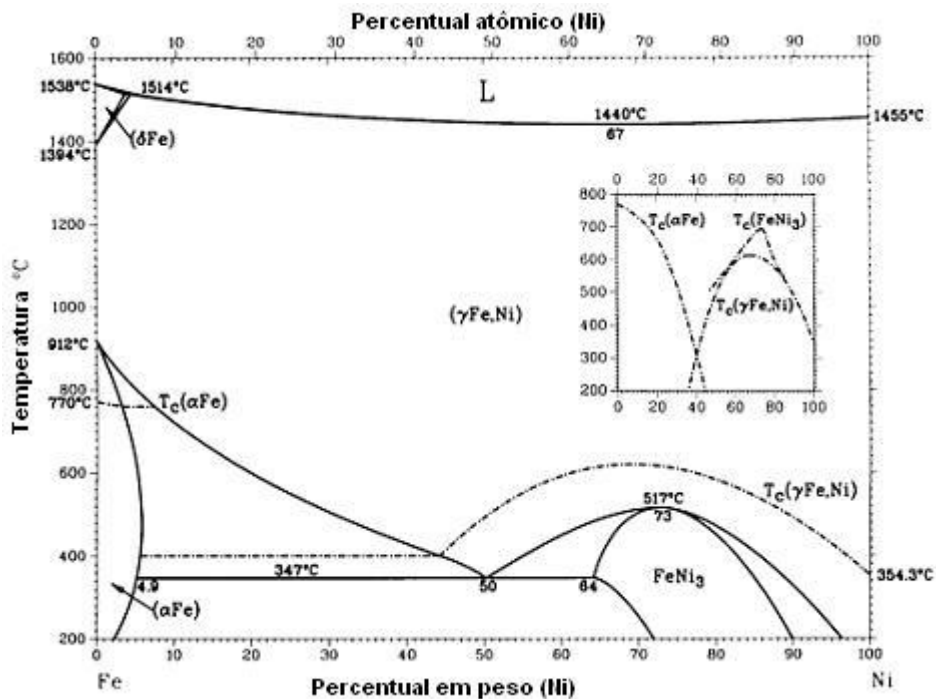


FIG 3.4. Diagrama de fase Fe-Ni. (ASM METALS HANDBOOK VOL 3, 1990)

Após a etapa de resfriamento ao ar, as amostras foram cortadas (corpos de prova – CPs) para posteriores tratamentos.

No primeiro tratamento proposto a amostra foi aquecida até a temperatura de encharque a 800°C (temperatura de encharque) e posteriormente resfriada em nitrogênio líquido. No segundo tratamento, apenas a temperatura de encharque variou para 1100°C e manteve-se o resfriamento em nitrogênio líquido. O tempo de manutenção a temperatura de encharque tanto a 800°C quanto a 1100°C foi de 60 minutos.

3.4. CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

3.4.1. NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS

A nomenclatura adotada para definir as amostras foi dividida conforme as temperaturas de encharque e o tipo de resfriamento (N=nitrogênio líquido). A TAB. 3.2 apresenta a nomenclatura adotada.

TAB 3.2. Exemplo da nomenclatura adotada.

Temperatura de encharque (°C)	Tipo de resfriamento
800	Nitrogênio líquido
1100	Nitrogênio líquido

3.4.2. ANÁLISE METALOGRAFICA

As amostras utilizadas nesse trabalho foram cortadas e, independentemente da análise a ser feita, foram lixadas com água seqüencialmente, em lixas de carbetto de sílcio de 180, 220, 400, 600 e 1200 mesh, e polidas em pasta de diamante 6, 3 e 0,25 µm.

Para análise metalográfica as amostras foram embutidas e observadas na seção transversal na direção de laminação. Inicialmente utilizou-se Nital 5%, com tempo de ataque de 10 segundos, para uma primeira observação das microestruturas obtidas. Posteriormente, visando uma melhor observação dos contornos de grão utilizou-se o ataque com peróxido de hidrogênio (H₂O₂),

ácido fluorídrico (HF) e água destilada (H₂O) (30 : 5 : 80). Depois de atacadas, as amostras foram analisadas em um microscópio óptico, para observar a microestrutura do material.

No intuito de quantificar a fração volumétrica das fases presentes nas microestruturas das amostras em análise, traçou-se uma malha composta de 12 linhas verticais equidistantes e de 6 linhas horizontais também equidistantes, sobre uma transparência a qual foi superposta a fotomicrografias do material. Quantificou-se a fração volumétrica da fase a partir da relação do número de nós que tocava a fase pelo número de total de nós.

Foram utilizados quatro campos no centro da espessura das amostras, para obter uma medida estatística da fração volumétrica das fases.

3.4.3. ENSAIO DE MICRODUREZA

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers (HV), com uma carga de 50gf, dividindo-se as amostras conforme as condições em que as mesmas foram trabalhadas, totalizando duas amostras analisadas. O resultado final foi à média de cinco medidas por amostra, sempre ao longo da espessura em um plano paralelo à direção de laminação.

3.4.4. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Para uma posterior comparação, as duas amostras foram atacadas com Nital 5% por 15 segundos e levadas ao Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV (JEOL – modelo JSM-5800LV) no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Instituto Militar de Engenharia (IME) para nova caracterização da microestrutura obtida em ampliações superiores.

Com polimento final em sílica coloidal, os materiais foram analisados utilizando a técnica de EBSD, a fim de identificar as relações de orientações entre as fases.

3.4.5. DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As amostras foram lixadas e polidas com acabamento metalográfico. A seguir, foram analisadas por difração de raios X com a finalidade de caracterizar a cristalografia das fases presentes e determinar seus parâmetros cristalinos com precisão.

As amostras foram cortadas de modo a apresentarem uma seção de $1 \times 1 \text{ mm}^2$. Em seguida, as superfícies normais foram lixadas e polidas conforme item 3.4.1. Foi utilizado um difratômetro Philips X Pert PRO PW 3040/60 do Instituto Nacional de Tecnologia (INT) que possui uma fonte de cobre, cujo comprimento de onda (λ) é $1,540562 \mu\text{m}$ ($K\alpha$). As linhas de difração utilizadas foram $(200)_\gamma$, $(220)_\gamma$, $(110)_\alpha$ e $(200)_\alpha$. O intervalo de detecção foi de 42 a 48 graus varrido em intervalos de $0,02^\circ$, o tempo de aquisição por ponto foi de 1 segundo, com fenda de recepção de 0,3 mm, 40 kV / 30 mA.

3.5. TÉCNICA DE EBSD PARA MICROSCOPIA DE IMAGEM POR ORIENTAÇÃO (MIO)

A caracterização do material por meio do mapeamento das orientações de grãos ocorre quando um feixe de elétrons incide sobre uma determinada região de uma amostra cristalina no interior da câmara de microscópio eletrônico de varredura. Em decorrência da interação entre os elétrons e a amostra ocorre a emissão de elétrons retroespalhados pela difração de elétrons nos planos cristalinos. Se a amostra estiver inclinada aproximadamente 70° em relação ao feixe, acontece uma intensificação dessa emissão em certas regiões, gerando linhas características, denominadas linhas de Kikuchi. Cada par de linha de Kikuchi (TSCIPTSCHIN et.al., 2001) corresponde à difração de elétrons em determinados planos cristalográficos.

A FIG. 3.5 mostra de forma esquemática o posicionamento da amostra, no MEV, para obtenção desses padrões. A geometria do MEV favorece a melhor captação dos padrões, uma tela de fósforo colocada à frente da amostra captura a imagem de difração. As imagens são registradas por uma câmara conectada a um monitor de televisão e a um computador onde os padrões são analisados.

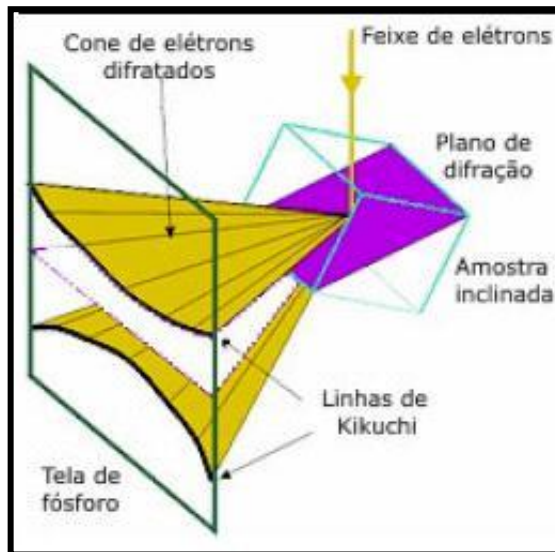


FIG. 3.5 Desenho esquemático da formação de cones de elétrons difratados (TSCIPTSCHIN et.al., 2001).

A medição das relações de orientação foi realizada, utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV (JEOL – modelo JSM-5800LV) no Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME.

Para dar início a uma varredura, o operador verifica um índice denominado, índice de confiabilidade (CI) em diferentes pontos da imagem escolhida, conseqüentemente da fase escolhida. Esse índice deve ser igual, ou superior, a 0,800. O *software* da TSL possui vários padrões na sua memória, padrões esses que se ajustam aos padrões captados na amostra, através do EBSD, e quanto maior for o valor de CI, maior será o percentual de acerto entre os padrões. Portanto, uma varredura só é iniciada com um mínimo de 80% de acerto. Ao final da varredura é importante que o CI tenha uma média alta.

Foi informado ao sistema o tipo de material através da escolha das fases presentes, no caso desse trabalho; ccc e cfc.

De posse de um aumento já previamente definido (2000x), escolhe-se um tamanho de passo (step size) (0,12 μm), em conformidade com a dimensão da estrutura da martensita. Passo é a distância entre os pontos de duas medidas subsequentes. Dependendo da média de pontos que se deseja ter em cada grão, escolhe-se um passo maior ou menor. A voltagem utilizada foi de 21 kV e a distância de trabalho (WD) variou entre 23 e 26 mm.

É importante observar que nem sempre uma só área irá cobrir um número de grãos representativos para que se tenha uma Microscopia de Imagem por Orientação (MIO) confiável. Foram analisadas de três áreas de cada amostra que obtivessem um resultado satisfatório, em termos de CI e índice de qualidade (IQ).

3.6. PROCEDIMENTO TEÓRICO – PROGRAMAS

Para analisar os dados obtidos por EBSD no MEV, foi desenvolvido um conjunto de programas em linguagem FORTRAN. Tendo em vista que as amostras eram bifásicas, o software de análise de EBSD foi instruído a interpretar difrações das fases ccc e cfc. Os arquivos *.ang registram os ângulos de Euler, a posição, o IQ e o CI de cada ponto de difração, de cada fase. Os arquivos *.ang utilizados foram arquivos tratados, os quais consideravam CI acima de 0,1. A partir desses arquivos, o programa AXANG-F calculou os pares eixo-ângulo de rotação para fazer coincidir cada par de orientações. Isto foi feito sempre que as duas orientações eram de fases diferentes, caracterizando a relação de orientação experimental naquele ponto da interface austenita-martensita. Adicionalmente, o mesmo foi feito, exclusivamente para pares de pontos dentro da fase martensítica, objetivando caracterizar diferenças de orientação oriundas das maclas de acomodação existentes nessa fase. O suporte teórico para interpretação dos dados experimentais foi garantido pelo emprego dos programas TWINBCC, NISHWAR, ROT112 e ROTAT, cujas funções são descritas a seguir.

Programa AXANG-F:

Este programa, a partir dos arquivos *.ang, determina pares eixo-ângulo para pontos de difração vizinhos sobre a amostra. Pode ser instruído para identificar fases diferentes ou iguais. Uma variante deste programa é capaz de selecionar pares eixo-ângulo no intervalo de $\pm 2,5^\circ$ centrado em um ângulo especificado. Sendo A e B são as matrizes de orientação da fase mãe e produto, respectivamente, são matrizes obtidas pela EQ. 3 quando são lidos nos arquivos *.ang os ângulos de Euler relativos a cada fase uma vez que na EQ. 3, $(\varphi_1 \phi \varphi_2)$ correspondem aos ângulos de Euler:

$$g(\varphi_1 \phi \varphi_2) = \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_2 \sin \phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 - \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & \cos \varphi_2 \sin \phi \\ \sin \varphi_1 \sin \phi & \cos \varphi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{bmatrix} \quad (\text{EQ. 3})$$

A partir daí, resolve-se o sistema matricial :

$$\mathbf{R} = \mathbf{B} \cdot \mathbf{A}^{-1} \quad (\text{EQ. 4})$$

em que R é a matriz de rotação, o ângulo de rotação é dado por:

$$\cos \theta = \frac{r_{11} + r_{22} + r_{33} - 1}{2} \quad (\text{EQ. 5})$$

e o eixo de rotação é dado por:

$$[\mathbf{u} \ \mathbf{v} \ \mathbf{w}] = [(r_{32} - r_{23}) \ (r_{13} - r_{31}) \ (r_{21} - r_{12})] \quad (\text{EQ. 6})$$

onde r_{ij} são elementos de R.

A FIG. 3.6 mostra a ilustração da tela inicial do programa.

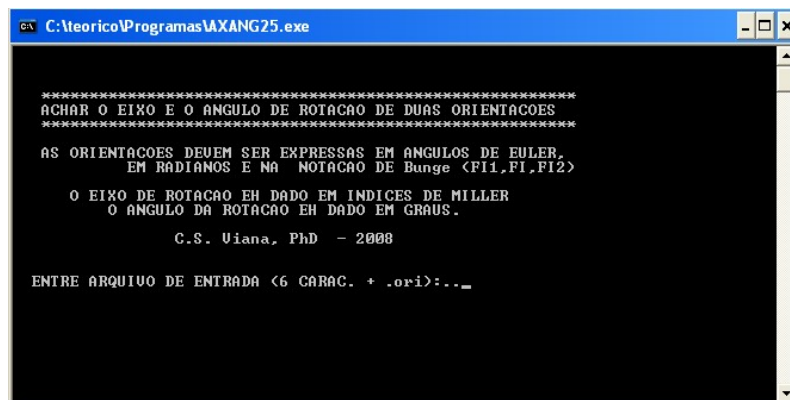


FIG. 3.6 Ilustração da tela inicial do programa que calcula os pares eixo-ângulo de rotação - AXANG-F.

Para facilitar o entendimento da rotina que o programa utiliza para os cálculos, a FIG. 3.7 mostra o fluxograma do programa AXANG-F para o cálculo dos pares eixo-ângulo para fases diferentes.

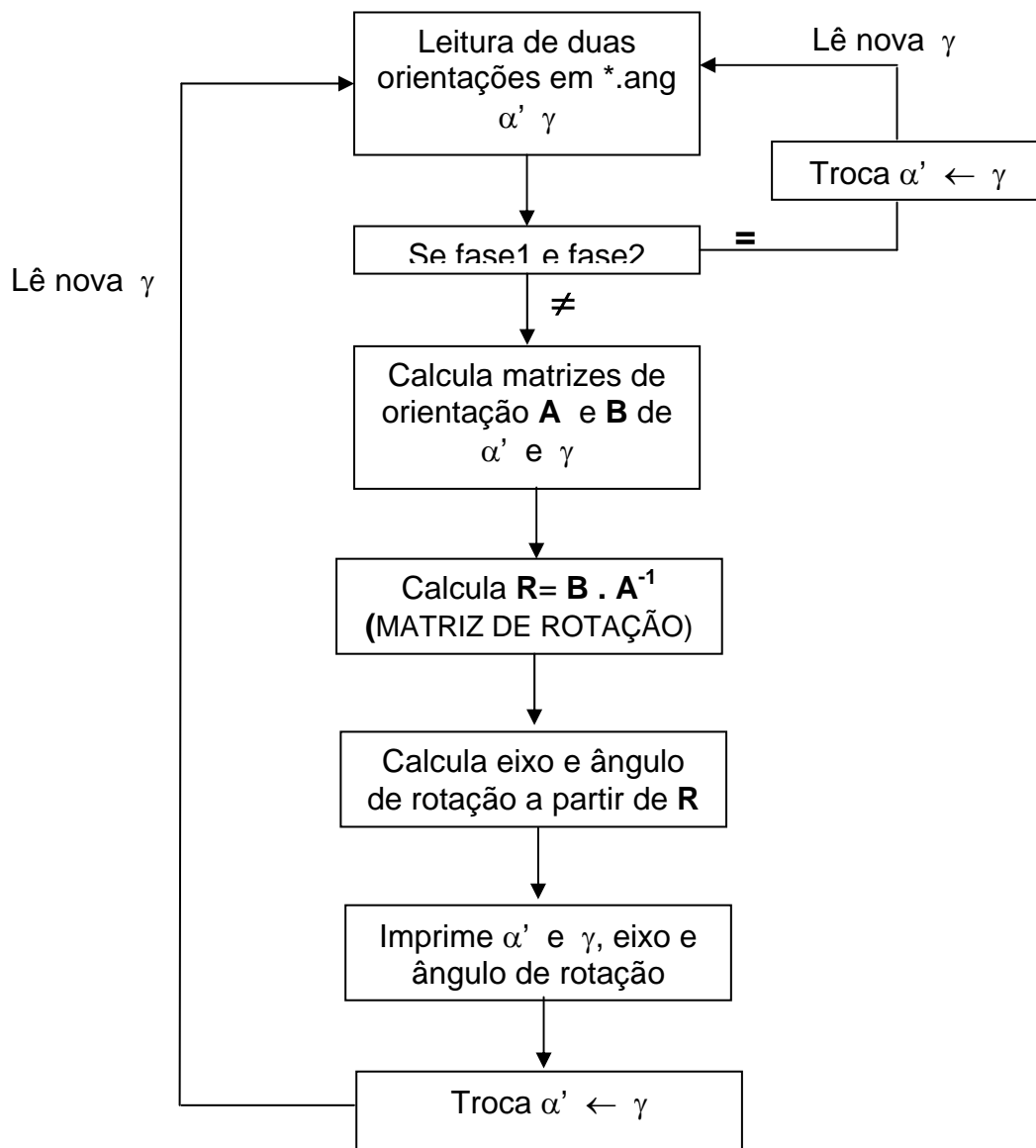


FIG. 3.7 Fluxograma do programa AXANG-F para o cálculo dos pares eixo-ângulo de rotação para fases diferentes.

Programa TWINBCC:

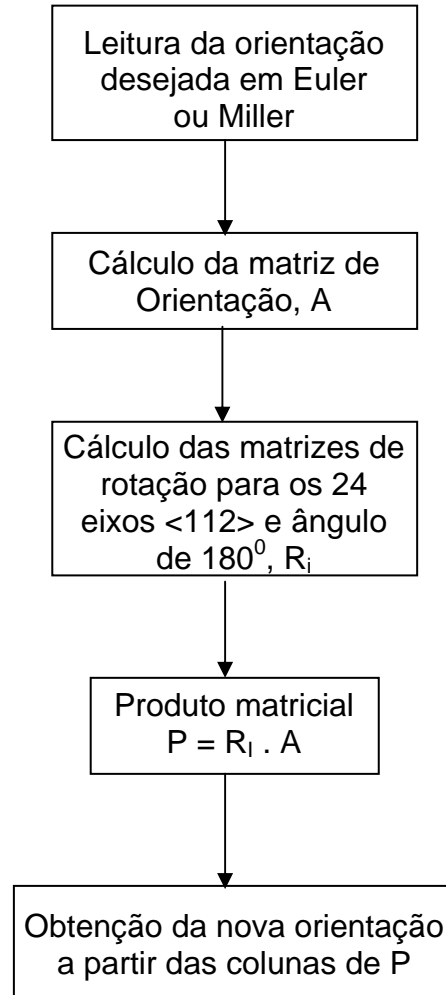


FIG. 3.8 Fluxograma do programa TWIN-BCC para o cálculo das relações de orientação entre maclas dentro da martensita.

Este programa calcula todas as variantes de maclagem de uma dada orientação no sistema ccc. Isto é feito através de uma rotação de 180° em torno das normais aos planos de maclagem {112}, conforme visto no item 2.2.5, e utilizando a EQ. 2.

A FIG. 3.9 mostra a ilustração da tela inicial do programa.

```

C:\teorico\Programas\TWINBCC2.exe
*** BCC TWIN ORIENTATIONS FOR <hkl>[uvw] ***

*****
GIRAR UMA ORIENTACAO EM TORNO DE EIXOS <112> POR 180 GRAUS
*****
A ORIENTACAO PODE SER EXPRESSA POR INDICES DE MILLER
<hkl><uvw> OU POR ANGULOS DE EULER <F11,F1,F12>

O EIXO DE ROTACAO EH ESPECIFICADO EM INDICES DE MILLER
O ANGULO DA ROTACAO EH DADO EM GRAUS.

<C> C.S. Viana - 96; Laszlo S. Toth, 04.91. KUL Leuven;

Euler angles <E> or Miller Indices <M> ?...

```

FIG. 3.9 Ilustração da tela inicial do programa que calcula as variantes de maclagem de uma dada orientação ccc - TWINBCC.

Programa NISHWAR:

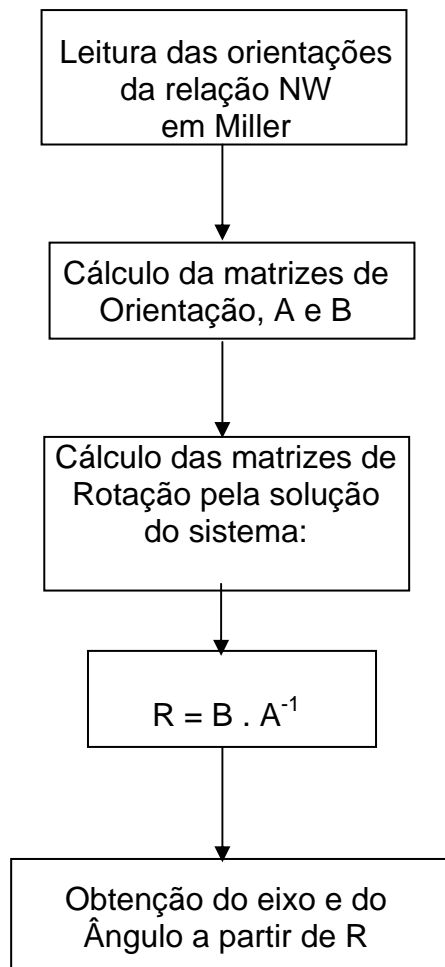


FIG. 3.10 Fluxograma do programa NISHWAR.

Este programa é uma versão do programa AXANG para ser aplicada aos planos e direções que caracterizam a relação de N-W, fornecendo os eixos, ângulos e as matrizes de rotação desta relação. Neste trabalho utilizaram-se as relações cristalográficas constantes da TAB. 3.3.

TAB 3.3. Relações de orientação de acordo com N -W.

Ordem	Fase mãe	Variante do produto
1	(1 1 1)[1 1 -2]	(110)[1-10]
2		(011)[0 -1 1]
3		(1 0 1)[1 0 -1]
4		(1 -1 0)[1 1 0]
5		(0 1 -1)[0 1 1]
6		(1 0 -1)[1 0 1]
7		(-1 1 0)[1 1 0]
8		(0 -1 1)[011]
9		(-1 -1 0)[1 -1 0]
10		(0 -1 -1)[0 1 -1]
11		(-1 0 -1)[1 0 -1]
12		(-1 0 1)[1 0 1]

Programa ROT112:

Este programa calcula todas as 24 orientações produto para uma dada orientação da fase mãe, de acordo com a relação cristalográfica de K-S. Foram utilizados 24 eixos de rotação $\langle 1\ 1\ 2 \rangle$ com ângulo de 90°. A TAB. 3.4 abaixo indica os eixos usados por esse programa.

TAB 3.4. Os 24 eixos de rotação segundo Kurdjumov- Sachs (K-S). (GUILLÉN, 1995)

Ordem	Eixo	Ordem	Eixo	Ordem	Eixo
1	[-1 2 -1]	9	[1 2 -1]	17	[-1 1 2]
2	[1 -2 1]	10	[-1 -2 1]	18	[1 -1 -2]
3	[-1 -1 2]	11	[-2 -1 -1]	19	[2 -1 1]
4	[1 1 -2]	12	[2 1 -1]	20	[-2 1 -1]
5	[2 -1 -1]	13	[-1 -2 -1]	21	[-1 -1 -2]
6	[-2 1 1]	14	[1 2 1]	22	[1 1 2]
7	[1 -1 2]	15	[2 1 -1]	23	[-1 2 1]
8	[-1 1 -2]	16	[-2 -1 -1]	24	[1 -2 -1]

Programa ROTAT:

Este programa, escrito originalmente por Laszlo Toth (JONAS ET AL, 1996), executa a rotação de uma dada orientação em torno de um par eixo-ângulo também dados. Foi utilizado para validação independente dos resultados.

4. RESULTADOS

4.1. CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

4.1.1. ANÁLISE METALOGRÁFICA

As FIGs. 4.1 e 4.2 mostram as fotomicrografias correspondentes ao material utilizado nesse trabalho. Ambas microestruturas apresentam os grãos de austenita prévia que deram origem a martensita e ainda contém austenita retida. A diferença morfológica da microestrutura das amostras de 800N (FIG 4.1) e 1100N (FIG 4.2) deve-se somente a temperatura de encharque de cada tratamento.

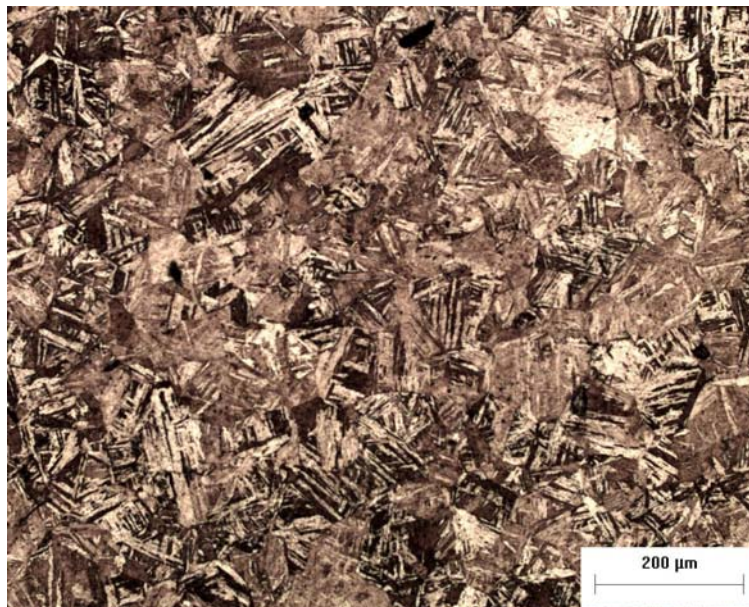


FIG. 4.1. Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica, da amostra 800N. Nital 5%

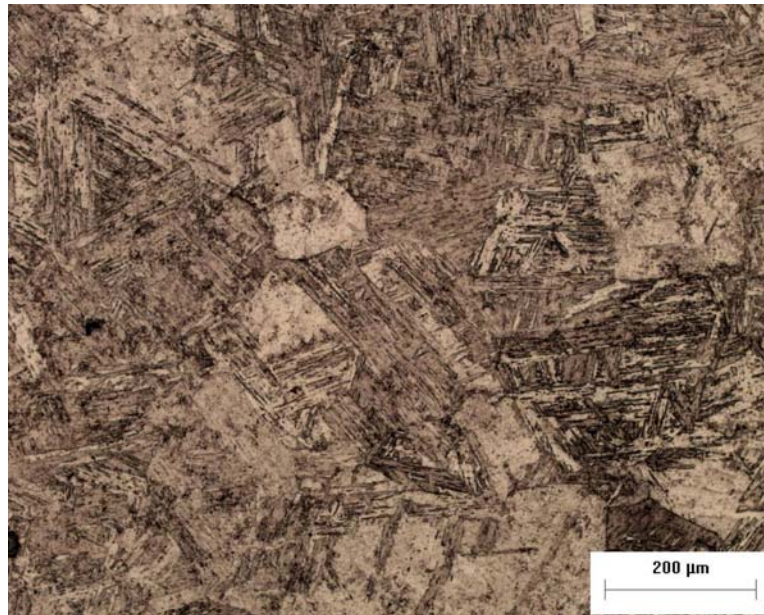


FIG. 4.2. Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica, da amostra 1100N.
Nital 5%

Pela contagem em quatro campos de cada amostra com uma malha de 135 nós, a fração de martensita transformada foi respectivamente 45% e 83% para as amostras de 800°C e de 1100°C resfriadas em nitrogênio líquido. Sendo assim a fração volumétrica de austenita retida é menor na amostra 1100N (17%) do que na amostra de 800N (55%).

Como se vê nas FIGs.4.1 e 4.2, as martensitas são do tipo de ripas (“lath”), formando pacotes com os mesmos tipos de variante. Inicialmente, nos ensaios preliminares, foram observadas amostras de outra composição (Fe-0,215%C 28,49%Ni, por exemplo), nas quais a martensita forma placas isoladas de forma lenticular. A FIG.4.3 mostra um exemplo de microestrutura obtida numa destas amostras. Em alguns pontos do interior de algumas placas, observam-se, nitidamente, as maclas de acomodação. A análise dessas amostras serviu para caracterização dos parâmetros a serem empregados. Essas amostras foram gentilmente fornecidas pelo Professor José Roberto Costa Guimarães.

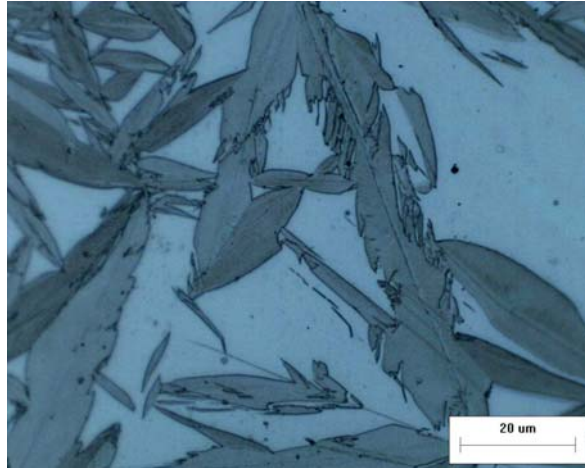


FIG.4.3 Fotomicrografia, obtida por microscopia ótica, da amostra Fe-0,215%C-28,49%Ni em análise preliminar.

4.1.2. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA - MEV

As FIGs. 4.4 e 4.5 mostram as micrografias obtidas por MEV correspondentes ao material utilizado nesse trabalho. Como o MEV (em comparação com a microscopia ótica) possibilita maior resolução e obtenção de imagens topográficas, nesse caso, mostra mais claramente a diferença morfológica nas micrografias, em que a FIG 4.4 apresenta uma martensita em forma de ripas e a FIG 4.5 uma martensita em forma de agulhas.

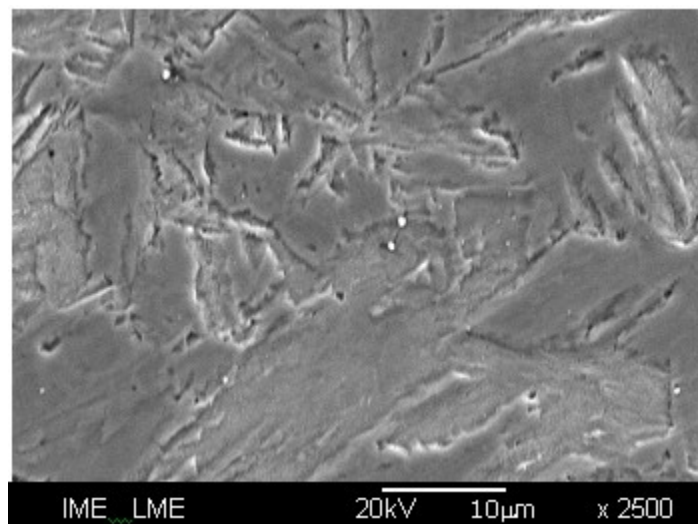


FIG. 4.4. Fotomicrografia, obtida por MEV, da liga Fe27%Ni com temperatura de encharque 800°(800N).

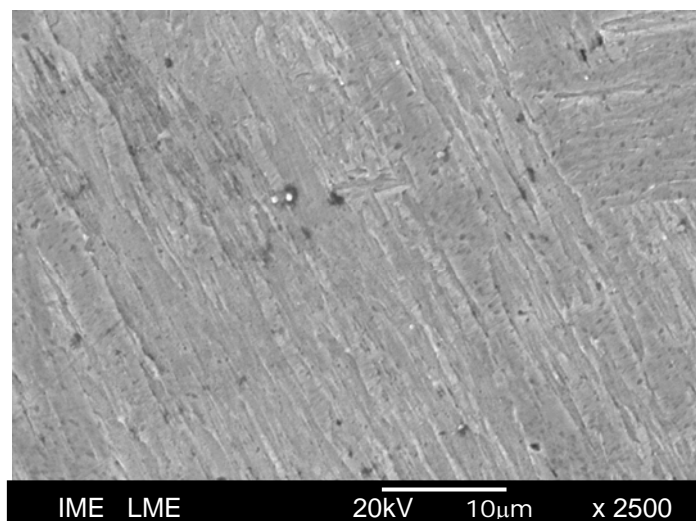


FIG. 4.5. Fotomicrografia, obtida por MEV, da liga Fe27%Ni com temperatura de encharque de 1100°(1100N).

4.1.3. ENSAIO DE MICRODUREZA

A TAB. 4.1 apresenta os resultados de dureza Vickers para as amostras 800N e 1100N. A ligeira diferença na dureza justifica-se pela maior fração volumétrica de martensita na amostra 1100N, que por conseguinte, obteve maiores valores de dureza, como também um menor desvio padrão das suas medidas.

TAB 4.1. Medidas de dureza Vickers do material utilizado nesse trabalho.

Amostra	Microdureza Vickers (Média de 5 medidas)	Desvio Padrão
800N	263,02	9,66
1100N	266,26	4,51

4.1.4. DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As FIGs. 4.6, 4.7 e 4.8 mostram os difratogramas referentes ao material como recebido e com diferentes temperaturas de encharque (800 e 1100°C).

A FIG. 4.6 mostra que o material como recebido apresenta uma diminuta fração volumétrica de martensita, o que não inviabilizou o propósito do trabalho que era trabalhar com um material como recebido totalmente austenítico.

As FIGs 4.7 e 4.8 mostram que os materiais após os tratamentos térmicos (800 e 1100°C) apresentam uma maior fração volumétrica de martensita, devido a

maior área dos picos associados a fase martensítica, em função do resfriamento em nitrogênio líquido e da maior temperatura de encharque (comparação entre 800 e 1100°C).

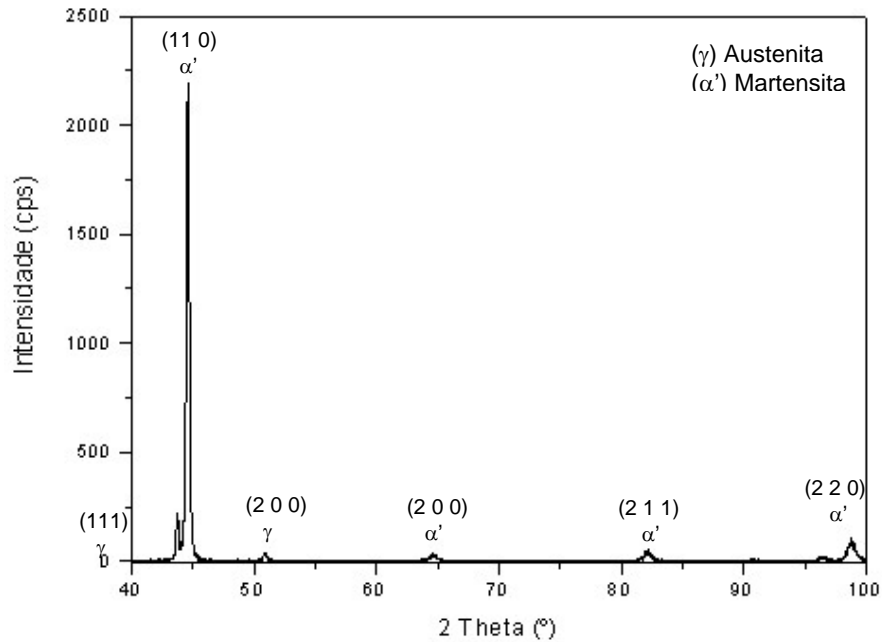


FIG. 4.6. Difratoograma da amostra como recebida.

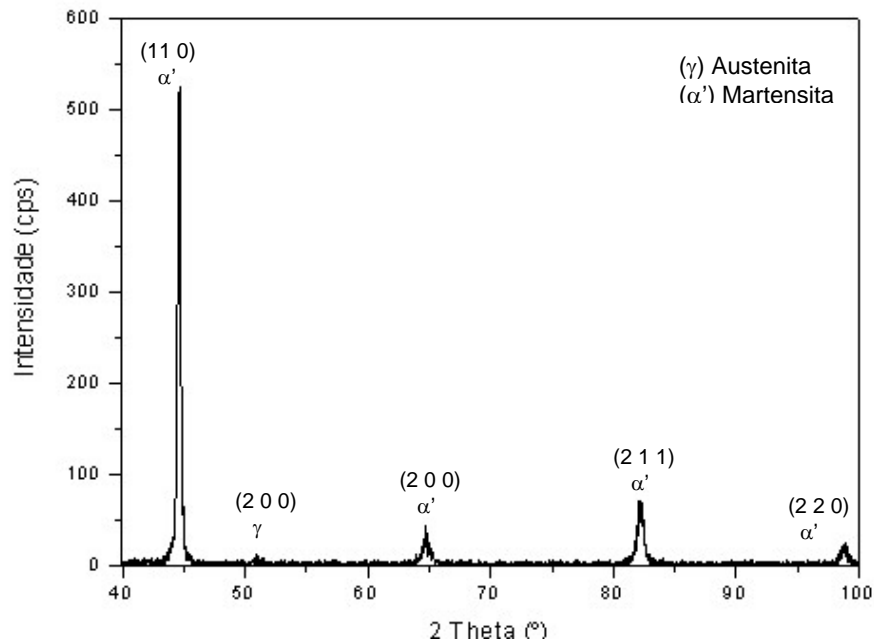


FIG. 4.7. Difratoograma da amostra com temperatura de encharque de 800°C (800N).

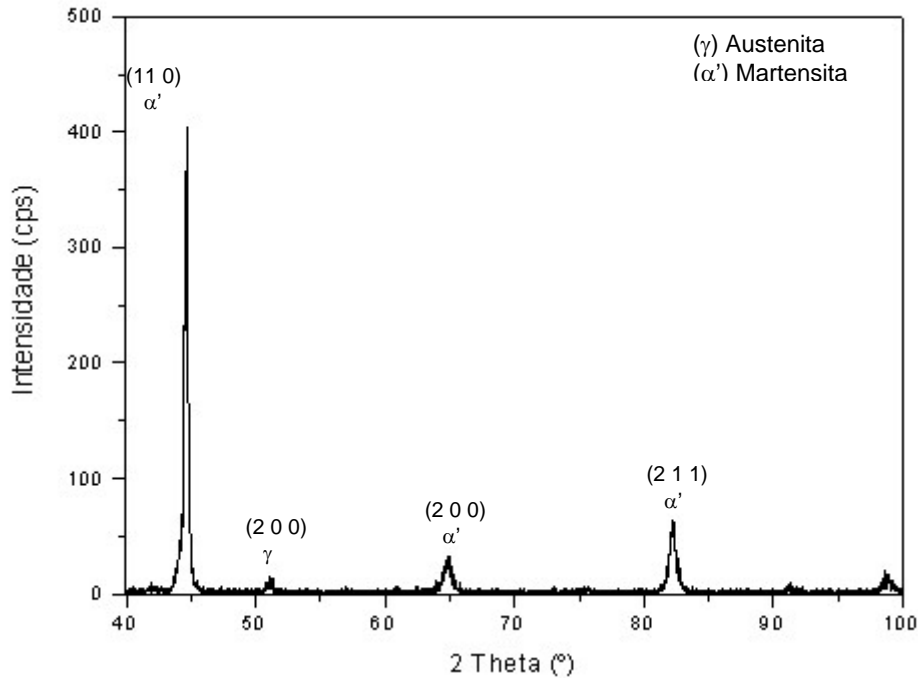


FIG. 4.8. Difratoograma da amostra com temperatura de encharque de 1100°C (1100N)

4.2. TÉCNICA DE EBSD PARA MICROSCOPIA DE IMAGEM POR ORIENTAÇÃO(MIO)

As FIGs 4.9 e 4.10 apresentam os resultados de MIO para as amostras 800N e 1100N, respectivamente, sendo que as FIGs 4.9 (a) e 4.10 (a) são referentes à fase ccc (martensita) e as FIGs 4.9 (b) e 4.10 (b) são referentes à fase cfc (austenita). As FIGs 4.9 (c) e 4.10 (c) mostram o triângulo estereográfico de orientações.

Pode-se observar que a fração volumétrica de austenita é bem maior na amostra de 800N do que na amostra 1100N, o que confirma os resultados de microscopia ótica, MEV e DRX.

Verifica-se que existe uma orientação preferencial para a fase ccc (martensita) associada às componentes de textura {110}. No caso da fase cfc (austenita), a orientação preferencial está associada à componente de textura próximas ao plano {0 0 1}.

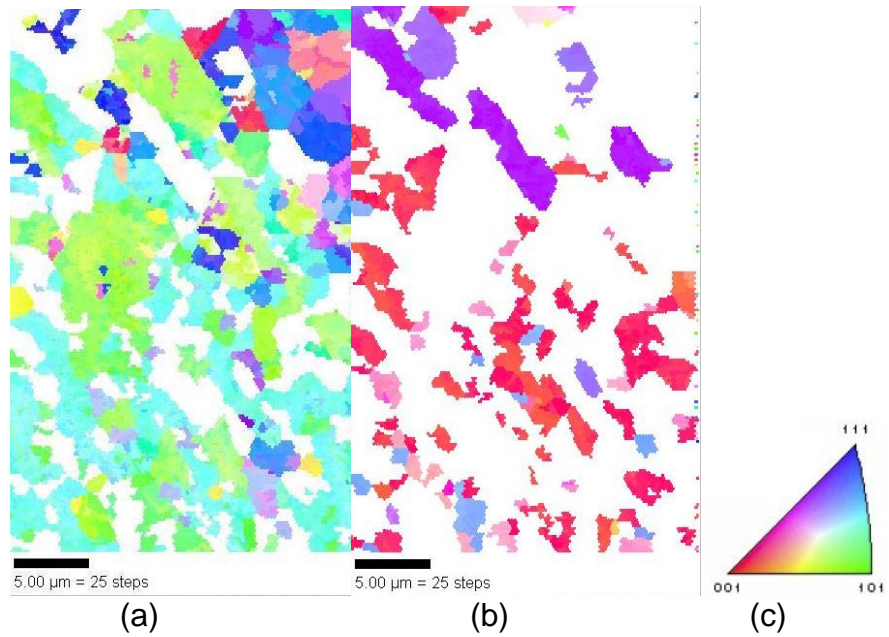


FIG. 4.9. Microscopia de imagem por orientação. Fases (a) ccc (b) cfc da amostra 800N – Varredura3 (c) cores e orientações.

Verifica-se que para a amostra 1100N as orientações da fase ccc estão em torno das componentes (0 0 1), (1 0 1) e (111). Para a fase cfc fica difícil a observação de uma componente, uma vez que a área varrida, apresentou pequena quantidade dessa fase.

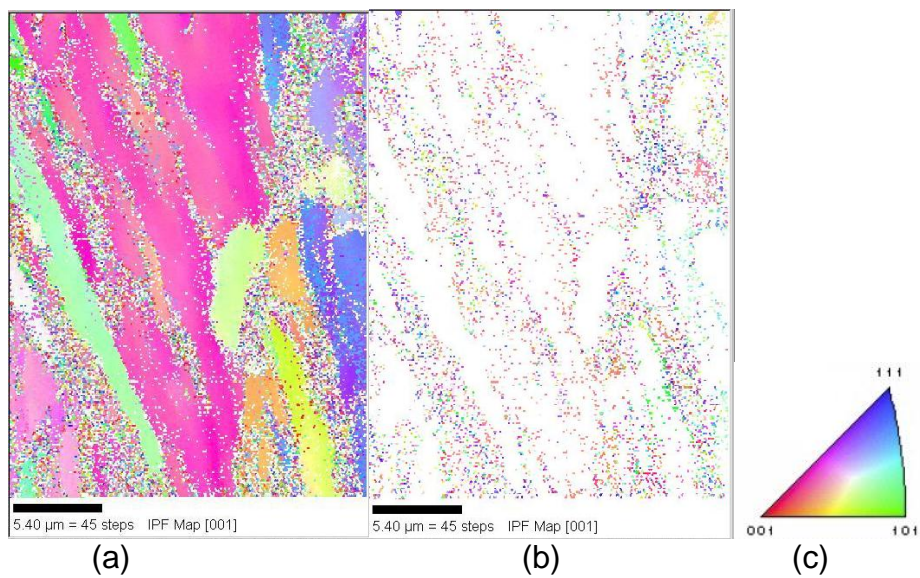


FIG. 4.10. Microscopia de imagem por orientação. Fases (a) ccc (b) cfc da amostra 1100N – Varredura3 (c) cores e orientações.

A TAB. 4.2 refere-se ao percentual das fases ccc (martensita) e cfc (austenita) identificadas durante a análise de EBSD no MEV. A fração volumétrica da fase ccc (martensita) na amostra de 1100N é maior do que na amostra de 800N, confirmando os resultados obtidos por microscopia ótica e DRX. A variação dos resultados de uma técnica para outra se deve à natureza de cada técnica, pois a microscopia ótica é feita pela morfologia das fases, na DRX e na MIO (EBSD) pela detecção dos planos de difração associados à cristalografia de cada fase.

O desvio padrão mostrado na TAB. 4.2 sugere que o uso de altos aumentos implica na diferença de percentual das fases nas diferentes varreduras.

TAB 4.2. Percentual das fases ccc e cfc nas amostras 800N e 1100N.

	Fase ccc (martensita)	Fase cfc (austenita)
Amostra 800N		
Varredura 1	53,40%	46,60%
Varredura 2	30,60%	69,40%
Varredura 3	71,80%	28,20%
Média	51,93%	48,07%
Desvio Padrão	20,63	20,64
Amostra 1100N		
Varredura 1	67,45%	32,55%
Varredura 2	87,16%	12,84%
Varredura 3	86,83%	13,17%
Média	80,48%	19,52%
Desvio Padrão	11,28	11,28

4.3. RESULTADOS DOS PROGRAMAS

A fim de criar uma base de dados capaz de auxiliar a análise da cristalografia da transformação martensítica, utilizaram-se os programas desenvolvidos para calcular teoricamente parâmetros característicos dessa transformação. Isto inclui pares eixos-ângulos da relação N-W, orientações produto para importantes componentes das texturas austeníticas, orientações das maclas detectadas na fase martensítica.

4.3.1 EIXOS E ÂNGULOS DA RELAÇÃO N-W

A TAB. 4.3 abaixo mostra os pares eixo-ângulo calculados para a relação N-W, baseados nas relações de orientação mãe-produto ali indicadas. É importante ressaltar a escassez dessa informação e também o fato da relação N-W ser representada de diferentes maneiras na literatura. Comparando com Minamino e colaboradores (MINAMINO ET AL, 2005), observa-se que as matrizes de orientação calculadas são semelhantes – com os mesmos elementos em ordem diferente devido a ter escolhidos relações de N-W diferentes (APÊNDICE A). No presente trabalho, optou-se por estabelecer as relações N-W utilizando-se apenas uma orientação da matriz e suas correspondentes variantes do produto.

TAB 4.3. Variantes (ccc), eixo e ângulo de rotação, de acordo com N-W.

Orientação da fase mãe: (1 1 1)[1 1 -2]						
Ordem	Variantes	Eixo de rotação			Ângulo de rotação(°)	
1	(110)[1-10]	100	51,8	34,1	95,26	
2	(011)[0 -1 1]	41,4	100	84,3	151,44	
3	(1 0 1)[1 0 -1]	-8,5	20,6	100	45,99	
4	(1 -1 0)[1 1 0]	-100	-31,8	48,2	102,20	
5	(0 1 -1)[0 11]	-41,4	-100	8,5	176,28	
6	(1 0 -1)[1 0 1]	100	41,4	-8,5	176,28	
7	(-1 1 0)[1 1 0]	31,8	100	-48,2	102,20	
8	(0 -1 1) [011]	-100	41,4	-34,9	106,90	
9	(-1 -1 0)[1 -1 0]	-93,2	48,2	100	155,26	
10	(0 -1 -1)[0 1 -1]	-34,9	-84,3	100	145,97	
11	(-1 0 -1)[1 0 -1]	84,3	34,9	-100	145,97	
12	(-1 0 1)[1 0 1]	-41,4	100	34,9	106,90	

4.3.2 ORIENTAÇÕES PRODUTO RESULTANTES DE K-S

A relação de K-S pode também ser representada por pares de eixo $\langle 112 \rangle$ e ângulo de rotação de 90° . Aplicando-se este procedimento às orientações importantes da fase austenítica, pode-se prever as orientações produto possíveis de serem encontradas na fase martensítica. O objetivo desse cálculo é facilitar a identificação das orientações observadas na fase produto. Exemplos desse trabalho são encontrados nas TABs. 4.4, 4.5, 4.6 e 4.7.

TAB 4.4. Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (1 -1 0)[1 1 2] – BRASS.

Orientação da fase mãe (1 -1 0)[1 1 2] – BRASS		
Orientações do produto	Aproximação	Freqüência
(-100 -100 100)[50 50 100]	(-1 -1 1)[1 1 2]	4
(-100 -100 -100)[66 -100 34]	(-1 -1 -1)[2 -3 1]	4
(-42 -100 58)[100 -29 22]	(-1 2 1)[3 10 2]	4
(-5 -17 100)[61 100 21]	(0 0 1)[3 5 1]	4
(70 54 100)[-40 100 -26]	(3 2 4)[-2 5 -1]	4
(100 -7 -7)[3 100 -48]	(1 0 0)[0 2 -1]	4
(65 -100 100)[100 33 -33]	(1 -2 2)[3 1 -1]	4
(-54 -70 100)[-19 100 60]	(-2 -3 5)[-1 5 3]	4
(7 -100 -7)[-100 -13 100]	(0 -1 0)[-1 0 1]	4
(100 -65 100)[-100 -40 74]	(2 -1 2)[-2 -1 3]	4
(17 5 100)[-100 83 13]	(0 0 1)[-1 1 1]	4
(100 42 58)[-45 -31 100]	(2 1 1)[-2 -1 4]	4

TAB 4.5. Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (1 1 -2)[1 1 1] – COPPER.

Orientação da fase mãe (1 1 -2)[1 1 1] – COPPER		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(50 50 100)[100 -100 0]	(1 1 2)[1 -1 0]	4
(100 -29 22)[5 -60 -100]	(3 10 2)[-3 0 5]	4
(66 -100 34)[81 19 -100]	(2 -3 1)[1 4 -5]	4
(-31 -45 100)[100 -48 10]	(-2 -3 6)[2 -1 0]	4
(61 100 21)[100 -60 -5]	(3 5 1)[2 1 0]	4
(-40 100 -26)[100 19 -81]	(-2 5 -1)[5 1 -4]	4
(3 100 -48)[-10 -48 -100]	(0 2 -1) [0 1 2]	4
(100 33 -33)[0 -100 -100]	(3 1 -1) [0 -1 -1]	4
(-19 100 60)[100 -10 48]	(-1 5 3)[2 0 1]	4
(-100 -13 100) [100 0 100]	(-1 0 1) [1 0 1]	4
(-100 -40 74)[5 100 60]	(10 4 7)[0 2 1]	4
(-100 83 13)[81 100 -19]	(-5 4 1)[4 5 -1]	4

TAB 4.6. Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (0 0 1)[1 0 0] – CUBO.

Orientação da fase mãe (0 0 1)[1 0 0] - CUBO		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(-10 100 90)[22 -88 100]	(0 1 1) [1 -4 5]	2
(100 10 90)[17 -100 -8]	(1 0 1) [0 -1 0]	2
(-8 100 17)[90 -10 100]	(0 1 0) [1 0 1]	2
(100 88 22)[90 -100 -10]	(5 4 1)[1 -1 0]	2
(-88 100 22)[17 -8 100]	(-4 5 1)[0 0 1]	2
(-100 8 17)[22 100 88]	(-1 0 0)[1 5 4]	2

TAB 4.7. Componentes de textura mais comuns da austenita e suas orientações produto, de acordo com K-S. (ROT112N.exe). Orientação da fase mãe (1 1 0)[0 0 1] – GOSS.

Orientação da fase mãe (1 1 0)[0 0 1] - GOSS		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(100 -42 58)[-10 100 90]	(2 -1 -1) [0 -1 1]	4
(100 -100 -100)[100 10 90]	(1 -1 -1) [1 0 1]	4
(100 -100 100)[-100 -10 90]	(1 -1 1) [-1 0 1]	4
(100 7 7)[-8 100 17]	(1 0 0) [0 1 0]	4
(65 100 -100)[-100 88 22]	(1 0 0)[-5 4 1]	4
(-5 17 -100)[8 100 17]	(0 0 -1)[0 1 0]	4
(70 -54 -100)[100 88 22]	(3 -2 4)[5 4 1]	4
(100 65 100)[-88 100 22]	(1 0 1)[-4 5 1]	4
(-42 100 58)[100 -10 90]	(-1 2 1)[1 0 1]	4
(-100 100 -100)[10 100 90]	(-1 1 -1)[0 1 1]	4
(-5 17 100)[-8 -100 17]	(0 0 1)[0 -1 0]	4
(7 100 7)[100 -8 17]	(0 1 0)[1 0 0]	4

4.3.3 ORIENTAÇÕES RESULTANTES DA MACLAGEM NO CCC

As tabelas que se seguem – TABs. 4.8 a 4.14 - mostram as orientações das maclas para as componentes mais comuns da textura dos materiais ccc. O objetivo desse cálculo é facilitar a identificação das orientações observadas no interior da fase martensítica, todas essas orientações foram calculadas utilizando o programa TWINBCC2.

TAB 4.8. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientação da fase mãe (1 1 1)[1 -1 0].

Orientação da fase mãe (1 1 1)[1 -1 0]		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(20 20 100)[-100 100 0]	(1 1 5) [-1 1 0]	8
(-20 -100 20)[-25 25 100]	(-1 -5 1) [-1 1 4]	8
(-100 -100 -100)[-100 100 0]	(-1 -1 -1) [-1 1 0]	8

TAB 4.9. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (2 2 3)[1 -1 0].

Orientações da fase mãe (2 2 3)[1 -1 0]		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(36 36 100)[-100 100 0]	(1 1 3)[-1 1 0]	6
(0 -100 25)[-25 25 100]	(0 -4 1)[-1 1 4]	12
(-100 -100 -62)[-100 100 0]	(-2 -2 -1)[-1 1 0]	6

TAB4.10. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (3 3 2)[1 -1 0].

Orientações da fase mãe (3 3 2)[1 -1 0]		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(7 7 100)[-100 100 0]	(0 0 1)[-1 1 0]	6
(-38 -100 15)[-25 25 100]	(-2 -6 1) [-1 1 4]	12
(-70 -70 -100)[-100 100 0]	(-1 -1 7)[-1 1 0]	6

TAB 4.11. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (1 1 1)[1 1 -2].

Orientações da fase mãe (1 1 1)[1 1 -2]		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(20 20 100)[-100 -100 40]	(1 1 5)[-2 -2 1]	6
(-20 -100 20)[-100 14 -29]	(5 1 1)[-1 -2 7]	12
(-100 -100 -100)[50 50 -100]	(-1 -1 -1)[1 1 -2]	6

TAB 4.12. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (0 0 1)[1 1 0].

Orientações da fase mãe (0 0 1)[1 1 0]		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(100 100 50)[-25 -25 100]	(2 2 1) [-1 -1 4]	12
(100 -100 50)[-100 -100 0]	(2 -2 1) [-1 -1 0]	12

TAB 4.13. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (1 1 2)[1 1 0].

Orientações da fase mãe (1 1 2)[1 1 0]		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(100 14 29)[25 25 -100]	(7 1 2) [1 1 -4]	12
(100 -100 -40)[100 100 0]	(5 -5 -2) [1 1 0]	6
(-50 50 100)[100 100 0]	(-1 1 2) [1 1 0]	6

TAB 4.14. Componentes de macla para a fase ccc de acordo com K-S. Orientações da fase mãe (1 1 3)[1 1 0].

Orientações da fase mãe (1 1 3)[1 1 0]		
Orientações do produto	Aproximação	Frequência
(71 -100 -71)[100 0 100]	(3 -4 -3) [1 0 1]	8
(33 33 -100)[25 -100 -25]	(1 1 -3) [1 -4 -1]	8
(100 -14 100)[-100 0 100]	(1 0 1)[-1 0 1]	8

4.3.4 RELAÇÃO DE ORIENTAÇÃO

O resultado do emprego do programa nos arquivos *.ang, forneceu milhares de pares eixo-ângulo, tanto relacionando as fases diferentes como relacionando as possíveis maclas dentro da fase martensítica. O programa foi empregado para ângulos específicos, relativos a relação K-S (90°) e N-W (TAB.X), assim como ao ângulo do contorno de macla (60°). Abaixo serão apresentados exemplos dos resultados obtidos em cada um desses casos que se aproximam dos resultados acima citados, assim como uma estatística sobre todo o conteúdo das varreduras.

4.3.4.1. RELAÇÃO DE ORIENTAÇÃO AUSTENITA-MARTENSITA PARA A AMOSTRA 800N

A opção de calcular a relação de orientação entre as fases 1 e 2, tinha como resultado os dados obtidos pelo programa AXANG-F, valores de pares eixo-ângulo de rotação. A TAB. 4.15 mostra exemplos extraídos do arquivo de saída, uma vez que eram gerados arquivos com milhares de relações, FI1, FI e FI2 correspondem

aos ângulos no subespaço de Euler e as fases 1 e 2 correspondem as fases mãe e produto respectivamente. A TAB. XXIII mostra a relação de orientação proposta por N-W (45,99°) entre as fases mãe e produto. A tabela abaixo mostra orientações coincidentes com a relação proposta por N-W.

TAB 4.15. Componentes de orientação entre matriz e produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 46° (45,99°) (vide TAB 4.3)

FI1 = 189.878	FI = 16.730	FI2= 258.805	Fase1 = 1	x = 16.170	y = 8.729
FI1 = 13.063	FI = 28.419	FI2= 78.438	Fase2 = 2	x = 16.240	y = 8.729

Eixo de rotacao <HKL> : 20.9 -100.0 6.6
 Angulo de rotacao w : 45.23 graus

 FI1 = 204.030 FI = 21.257 FI2= 243.450 Fase1 = 1 x = 17.500 y = 8.729
 FI1 = 1.776 FI = 26.413 FI2= 92.418 Fase2 = 2 x = 17.570 y = 8.729

Eixo de rotacao <HKL> : 19.1 -100.0 9.7
 Angulo de rotacao w : 46.96 graus

 FI1 = 0.859 FI = 26.929 FI2= 94.595 Fase1 = 2 x = 18.375 y = 8.790
 FI1 = 210.104 FI = 19.767 FI2= 238.752 Fase2 = 1 x = 18.445 y = 8.790

Eixo de rotacao <HKL> : -19.4 100.0 -8.9
 Angulo de rotacao w : 45.32 graus

 FI1 = 131.952 FI = 35.237 FI2= 356.322 Fase1 = 1 x = 10.290 y = 14.185
 FI1 = 148.281 FI = 36.898 FI2= 298.167 Fase2 = 2 x = 10.360 y = 14.185

Eixo de rotacao <HKL> : -8.7 20.5 -100.0
 Angulo de rotacao w : 45.91 graus

Outras componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 800N que coincidiam com outras relações propostas por N-W foram calculadas para a amostra de 800N. A TAB. 4.16 mostra a orientação que se aproximava da orientação proposta por N-W e ainda as orientações mais freqüentes que apresentavam ângulo de rotação bem próximo do proposto, porém eixo de rotação diferente dos esperados (contra-exemplo), vide TAB. 4.3.

TAB 4.16. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 95° (95,26°) (vide TAB 4.3)

FI1 = 271.754 FI = 39.763 FI2= 208.270 Fase1 = 1 x = 1.330 y = 0.485
 FI1 = 70.245 FI = 52.254 FI2= 27.674 Fase2 = 2 x = 1.400 y = 0.485

Eixo de rotacao <HKL> : 100.0 -56.8 -30.8
 Angulo de rotacao w : 94.10 graus

CONTRA EXEMPLO

FI1 = 3.610 FI = 39.821 FI2= 101.872 Fase1 = 1 x = 8.085 y = 0.182
 FI1 = 100.554 FI = 48.243 FI2= 308.824 Fase2 = 2 x = 8.155 y = 0.182

Eixo de rotacao <HKL> : 51.5 86.8 -100.0
 Angulo de rotacao w : 94.70 graus

 FI1 = 131.035 FI = 46.410 FI2= 265.623 Fase1 = 1 x = 1.680 y = 14.307
 FI1 = 324.638 FI = 42.571 FI2= 104.049 Fase2 = 2 x = 1.750 y = 14.307

Eixo de rotacao <HKL> : -9.0 -100.0 33.2
 Angulo de rotacao w : 94.27 graus

O procedimento usado para as orientações de 46° e 95° também foi usado para as orientações listadas na TAB. XXIV e que tiveram como referência a TAB. 4.3. Foi feita uma contagem para registrar a frequência das orientações em cada varredura. Pela TAB. 4.17 observa-se que algumas orientações não estão presentes na relação entre as fases austenítica e martensítica da amostra 800N.

TAB 4.17. Frequência de ângulos de rotação de acordo com a relação de N-W nas varreduras da amostra 800N (AXANG-F.exe)

Porcentagem dos ângulos de acordo com a relação de Nishiyama-Wassermann										
Amostra	Varredura	Número total de pontos de difração	Variantes							
			46	95	102	106	146	151	156	176
800N	1	24.035	1710	276	60	27	0	0	0	0
	2	126.350	4831	2888	1193	1067	19	0	0	0
	3	51.545	2322	588	302	278	0	1	0	0

Foi obtida também a frequência da relação entre as fases mãe e produto considerando o ângulo de rotação de 90°, orientação mais comum proposta por K-S. Além dos pares eixo-ângulo de rotação mais esperados (TABs. do item 4.3.3), foram encontrados também muitos pares com orientações diferentes, mas bastante freqüentes (contra-exemplo) (TAB. 4.18).

TAB 4.18. Componentes de orientação entre fase mãe e fase produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: K-S. Ângulo de rotação escolhido: 90°

FI1 = 238.694 FI = 20.970 FI2= 238.694 Fase1 = 2 x = 11.700 y = 0.104
 FI1 = 70.417 FI = 58.499 FI2= 355.520 Fase2 = 1 x = 11.820 y = 0.104

Eixo de rotacao <HKL> : 100.0 -44.8 -54.8
 Angulo de rotacao w : 90.78 graus

FI1 = 236.402 FI = 21.314 FI2= 241.387 Fase1 = 2 x = 14.700 y = 3.222
 FI1 = 74.083 FI = 69.614 FI2= 38.789 Fase2 = 1 x = 14.820 y = 3.222

Eixo de rotacao <HKL> : 100.0 -100.0 0.3
 Angulo de rotacao w : 90.01 graus

CONTRA EXEMPLO

FI1 = 229.871 FI = 22.173 FI2= 198.644 Fase1 = 1 x = 5.280 y = 21.408
 FI1 = 71.505 FI = 76.031 FI2= 351.911 Fase2 = 2 x = 5.400 y = 21.408

Eixo de rotacao <HKL> : 43.8 -100.0 -32.9
 Angulo de rotacao w : 90.00 graus

O procedimento usado para as orientações relacionadas com K-S foi o mesmo para as relações de N-W, no que diz respeito à contagem da frequência da relação escolhida nas varreduras. A TAB 4.19 mostra a contagem para o ângulo de 90° nas varreduras da amostra de 800N.

TAB 4.19. Porcentagem de ângulos de 90° obtidos nas varreduras para a amostra 800N (AXANG-F.exe)

Porcentagem de ângulos de 90° de acordo com a relação de K-S nas varreduras da amostra 800N				
Amostra	Varredura	Número total de pontos de difração	Número de contagem	%
800N	1	24.035	268	1,1
	2	126.350	4246	3,4
	3	51.545	1001	1,9

4.3.4.2 RELAÇÃO DE ORIENTAÇÃO DENTRO DA MARTENSITA PARA A AMOSTRA 800N

No programa AXANG-F quando era escolhido calcular a relação de orientação dentro da fase ccc, eram obtidos os pares eixo-ângulo para a orientação de contorno de macla. A TAB. 4.20 mostra alguns exemplos extraídos do arquivo de saída que coincidem com os esperados e exemplos de pares eixo-ângulo que se assemelha ao que se espera para um contorno de macla na fase ccc, bem como uma orientação bem diferente (contra exemplo).

Assim como nas tabelas referentes às orientações entre austenita e martensita, a TAB. 4.20 mostra os valores dos três ângulos do subespaço de Euler (FI1, FI e FI extraídos do arquivo *.ang gerado logo depois da análise por EBSD. Nesse caso as fases 1 e 2 coincidem, pois trata-se de uma análise dentro da martensita, ou seja, mesma fase.

TAB 4.20. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 800N. Relação de orientação escolhida: Contorno de macla. Ângulo de rotação escolhido: 60°

FI1 = 328.992 FI = 27.960 FI2= 106.914 Fase1 = 2 x = 4.100 y = 0.173
 FI1 = 272.900 FI = 43.545 FI2= 203.744 Fase2 = 2 x = 4.300 y = 0.173

Eixo de rotacao <HKL> : -55.7 49.8 100.0
 Angulo de rotacao w : 60.05 graus

 FI1 = 342.113 FI = 21.371 FI2= 63.197 Fase1 = 2 x = 14.700 y = 0.173
 FI1 = 109.148 FI = 38.503 FI2= 332.201 Fase2 = 2 x = 14.900 y = 0.173

Eixo de rotacao <HKL> : 49.1 100.0 56.5
 Angulo de rotacao w : 60.85 graus

 FI1 = 352.885 FI = 17.074 FI2= 55.233 Fase1 = 2 x = 22.300 y = 0.866
 FI1 = 90.527 FI = 30.367 FI2= 11.345 Fase2 = 2 x = 22.500 y = 0.866

Eixo de rotacao <HKL> : 58.2 53.5 100.0
 Angulo de rotacao w : 60.44 graus

CONTRA EXEMPLO

FI1 = 155.558 FI = 45.550 FI2= 344.749 Fase1 = 2 x = 2.900 y = 1.905
 FI1 = 71.620 FI = 50.420 FI2= 46.639 Fase2 = 2 x = 3.100 y = 1.905

Eixo de rotacao <HKL> : -21.4 -100.0 -0.4
 Angulo de rotacao w : 59.72 graus

A TAB. 4.21 mostra a porcentagem dos ângulos de 60° obtidos nas varreduras da amostra 800N. Esse ângulo está relacionado com a orientação de maclas dentro da fase martensítica.

TAB 4.21. Porcentagem de ângulos de 60° obtidos nas varreduras para a amostra 800N. (AXANG-F.exe)

Porcentagem de ângulos do contorno de macla (60°) nas varreduras da amostra 800N				
Amostra	Varredura	Número total de pontos de difração	Número de contagem	%
800N	1	24.035	874	3,6
	2	126.350	2910	2,3
	3	51.545	724	1,4

4.3.4.3. RELAÇÃO DE ORIENTAÇÃO AUSTENITA-MARTENSITA PARA A AMOSTRA 1100N

A TAB. 4.22 mostra a relação entre a fase matriz e a fase produto considerando a ângulo de rotação 46° ($45,99^\circ$) um dos ângulos propostos por N-W, bem como um exemplo de ângulo de aproximadamente 46° , mas com eixo bem diferente (contra exemplo) para a amostra de temperatura de encharque de 1100°C (1100N).

TAB 4.22. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 46° ($45,99^\circ$) (vide TAB. 4.3)

FI1 = 122.613	FI = 50.535	FI2= 339.191	Fase1 = 1	x = 18.180	y = 0.727
FI1 = 119.634	FI = 60.103	FI2= 296.678	Fase2 = 2	x = 18.300	y = 0.727

Eixo de rotacao <HKL> : 20.3 10.7 -100.0
Angulo de rotacao w : 45.25 graus

FI1 = 352.598	FI = 20.455	FI2= 131.093	Fase1 = 2	x = 4.440	y = 0.831
FI1 = 16.501	FI = 17.647	FI2= 63.598	Fase2 = 1	x = 4.560	y = 0.831

Eixo de rotacao <HKL> : 18.4 4.0 -100.0
Angulo de rotacao w : 45.57 graus

CONTRA EXEMPLO

FI1 = 205.119	FI = 16.902	FI2= 220.016	Fase1 = 2	x = 17.580	y = 1.975
FI1 = 344.634	FI = 28.820	FI2= 100.325	Fase2 = 1	x = 17.700	y = 1.975

Eixo de rotacao <HKL> : 25.3 -100.0 38.5
Angulo de rotacao w : 46.03 graus

Como foi realizado para a amostra 800N, calculou-se também a frequência das orientações entre a fase mãe e a fase produto para outros ângulos de rotação propostos por N-W. A TAB. 4.23 mostra as componentes encontradas considerando o ângulo de rotação como sendo de 95° - vide TAB. 4.3.

TAB 4.23. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: N-W. Ângulo de rotação escolhido: 95° (95,26°) (vide TAB. X)

FI1 = 1.432 FI = 21.601 FI2= 123.129 Fase1 = 2 x = 1.800 y = 0.831
 FI1 = 94.194 FI = 39.878 FI2= 312.720 Fase2 = 1 x = 1.920 y = 0.831

Eixo de rotacao <HKL> : 50.1 35.8 -100.0
 Angulo de rotacao w : 94.78 graus

FI1 = 198.702 FI = 30.711 FI2= 250.956 Fase1 = 1 x = 21.120 y = 2.286
 FI1 = 52.082 FI = 63.025 FI2= 63.484 Fase2 = 2 x = 21.240 y = 2.286

Eixo de rotacao <HKL> : 56.1 -100.0 37.9
 Angulo de rotacao w : 95.64 graus

CONTRA EXEMPLO

FI1 = 68.354 FI = 57.353 FI2= 10.657 Fase1 = 1 x = 18.300 y = 3.222
 FI1 = 308.824 FI = 45.149 FI2= 152.808 Fase2 = 2 x = 18.420 y = 3.222

Eixo de rotacao <HKL> : -100.0 -6.5 44.2
 Angulo de rotacao w : 95.26 graus

O procedimento seguido para os demais ângulos propostos por N-W foi o mesmo que dos dois primeiros ângulos - 45,99° e 95,26°. A TAB 4.24 mostra a frequência dos ângulos nas varreduras da amostra 1100N, como na amostra de 800N algumas relações não estão presentes nas varreduras da amostra 1100N.

TAB 4.24. Frequência de ângulos de rotação de acordo com N-W obtidos nas varreduras da amostra 1100N. (AXANG-F.exe)

Porcentagem dos ângulos de acordo com a relação de N-W										
Amostra	Varredura	Número total de pontos de difração	Variantes							
			46	95	102	106	146	151	156	176
1100N	1	52.475	2013	189	22	23	0	0	0	0
	2	38.880	2129	208	26	25	0	0	0	0
	3	51.766	2356	289	53	68	0	0	0	0

A TAB. 4.25 mostra a frequência de ângulo de 90° nas varreduras da amostra 1100N. Essa orientação entre as fases mãe e produto é a mais comum proposta por K-S. Como nos arquivos da amostra 800N, FI1, FI e FI2 são os três ângulos do subespaço de Euler captados na análise de EBSD.

TAB 4.25. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: K-S. Ângulo de rotação escolhido: 90°

FI1 = 118.831 FI = 66.291 FI2= 301.949 Fase1 = 1 x = 18.240 y = 0.000
 FI1 = 263.503 FI = 17.303 FI2= 206.322 Fase2 = 2 x = 18.360 y = 0.000

Eixo de rotacao <HKL> : -100.0 -51.1 47.3
 Angulo de rotacao w : 89.24 graus

FI1 = 82.048 FI = 26.700 FI2= 86.860 Fase1 = 2 x = 20.640 y = 0.000
 FI1 = 81.131 FI = 26.241 FI2= 357.182 Fase2 = 1 x = 20.760 y = 0.000

Eixo de rotacao <HKL> : 50.2 42.8 100.0
 Angulo de rotacao w : 90.00 graus

CONTRA EXEMPLO

FI1 = 82.449 FI = 26.471 FI2= 356.208 Fase1 = 2 x = 20.700 y = 0.104
 FI1 = 92.246 FI = 22.632 FI2= 77.235 Fase2 = 1 x = 20.820 y = 0.104

Eixo de rotacao <HKL> : -0.8 6.9 100.0
 Angulo de rotacao w : 90.08 graus

Como para a amostra 800N foi calculada a porcentagem de ângulos de 90° presente nas varreduras da amostra 1100N e listada na TAB. 4.26. A porcentagem nas varreduras da amostra de 1100N apresenta-se menor que da amostra de 800N.

TAB 4.26. Porcentagem de ângulos de 90° obtidos nas varreduras para a amostra 1100N (AXANG-F.exe)

Porcentagem de ângulos de 90° de acordo com a relação de K-S nas varreduras da amostra 1100N				
Amostra	Varredura	Número total de pontos de difração	Número de contagem	%
1100N	1	52.475	1011	1,9
	2	38.880	979	2,2
	3	51.766	448	0,8

Foi calculada também a porcentagem de ângulos de 60°, orientação de contornos de macla para a amostra 1100N. A TAB XXXIII mostra alguns exemplos extraídos do arquivo de saída bem como um exemplo em que aparece o ângulo de 60° porém a orientação do eixo muito diferente (contra exemplo) e a TAB XXXIII a porcentagem desse ângulo nas varreduras da amostra 1100N.

TAB 4.27. Componentes de orientação entre fase matriz e fase produto da amostra 1100N. Relação de orientação escolhida: Contorno de macla. Ângulo de rotação escolhido: 60°

FI1 = 104.794 FI = 35.008 FI2= 343.775 Fase1 = 2 x = 7.740 y = 1.143
 FI1 = 222.651 FI = 29.908 FI2= 260.581 Fase2 = 2 x = 7.860 y = 1.143

Eixo de rotacao <HKL> : -100.0 56.2 49.4
 Angulo de rotacao w : 60.15 graus

 FI1 = 46.066 FI = 37.586 FI2= 56.379 Fase1 = 2 x = 20.160 y = 19.538
 FI1 = 120.837 FI = 53.801 FI2= 330.024 Fase2 = 2 x = 20.280 y = 19.538

Eixo de rotacao <HKL> : 52.4 100.0 -57.6
 Angulo de rotacao w : 60.50 graus

CONTRA EXEMPLO

FI1 = 201.738 FI = 17.074 FI2= 223.224 Fase1 = 2 x = 18.120 y = 0.831
 FI1 = 119.863 FI = 60.046 FI2= 296.448 Fase2 = 2 x = 18.240 y = 0.831

Eixo de rotacao <HKL> : 100.0 97.5 2.2
 Angulo de rotacao w : 59.13 graus

TAB 4.28. Porcentagem de ângulos de 60° obtidos nas varreduras para a amostra 1100N (AXANG-F.exe).

Porcentagem de ângulos de contorno de macla (60°) nas varreduras da amostra 1100N				
Amostra	Varredura	Número total de pontos de difração	Número de contagem	%
1100N	1	52.475	1060	2,0
	2	38.880	258	0,6
	3	51.766	1058	2,1

5. DISCUSSÃO

Nesta seção são discutidos os resultados apresentados na seção 4 (Resultados) de forma a verificar o que influenciou nos aspectos cristalográficos do material utilizado, depois de submetido a diferentes temperaturas de encharque e serem analisados com a técnica de EBSD para MIO.

5.1 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Aqui são discutidas as técnicas utilizadas para caracterização morfológica da liga Fe-27%Ni, como análise metalográfica (via microscopia ótica e eletrônica de varredura), difração de raios X e ensaio de microdureza.

5.1.1. MICROSCOPIA ÓTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA

O tratamento térmico utilizado para este trabalho previa a formação de uma estrutura bifásica. Pelas fotomicrografias obtidas pelo microscópio óptico, pode-se observar que com o ataque proposto por Guimarães (GUIMARÃES, 1981) as amostras apresentam uma microestrutura bifásica em que aparecem grãos da austenita prévia, e a martensita transformada.

Como foi investigada por Maki e colaboradores (MAKI ET AL., 2006), a morfologia da martensita em ligas Fe-Ni varia de acordo com a composição e temperatura de transformação. No caso deste trabalho, a diferença na temperatura de encharque viabilizou uma diferença na microestrutura das amostras 800N e 1100N. A microestrutura da amostra 1100N apresenta maior tamanho de grão austenítico, conseqüentemente maior capacidade de formação de martensita (temperabilidade) o que pode ser observado na fotomicrografia da FIG 4.5, que mostra com maior resolução uma martensita em forma de agulhas e em maior quantidade. Por outro lado a FIG 4.4 apresenta uma martensita em forma de ripas o que concorda com os estudos de Maki e colaboradores (MAKI ET AL., 2006) para uma liga dessa composição.

5.1.2. ENSAIO DE MICRODUREZA

Outra técnica utilizada para caracterização do material foi o ensaio de microdureza. Apesar da ligeira diferença dos resultados (TAB. VIII), acredita-se que isso se deve ao fato de a amostra 1100N apresentar uma fração volumétrica maior da fase martensítica, consequência das alterações microestruturais da austenita (maior tamanho de grão, maior homogeneidade), causadas pela temperatura de encharque mais elevada.

5.1.3. DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As FIGs. 4.6, 4.7 e 4.8 apresentam os difratogramas obtidos para a amostra como recebida e após tratamento térmico. Como observado por Gates e colaboradores (GATES ET AL., 1999) ao comparar os difratogramas da amostra como recebida com os difratogramas das amostras 800N e 1100N, verifica-se que ocorre uma diminuição da intensidade do pico $\{1\ 1\ 0\}$ da fase austenítica e um aumento nos picos $\{2\ 0\ 0\}$ e $\{2\ 1\ 1\}$ da fase martensítica, sugerindo que houve transformação.

A intenção principal da utilização da técnica de difração de raios X foi verificar se a fase martensítica formada era tetragonal ou cúbica de corpo centrado (ccc), uma vez que para as análises usando a técnica de EBSD era necessário conhecer os tipos de rede das fases a serem captadas e posteriormente identificadas. A partir dos dados obtidos com a difração de raios X, comprovou-se o caráter ccc da martensita.

Por se tratar de um material texturado não foi possível quantificar a fração volumétrica das fases. Isso concorda com as observações de Patoor e colaboradores (PATOOR ET AL., 2004) que consideram a técnica de difração de raios X complicada para a identificação da fase martensítica uma vez que existem picos da martensita que se confundem com picos da austenita.

5.1.4. TÉCNICA DE EBSD PARA MIO

A técnica de EBSD para microscopia de imagem por orientação, MIO, é uma técnica que vem sendo utilizada para complementar as análises de difração de raios X e microscopia ótica visando obter maiores detalhes da microestrutura das ligas Fe-Ni, no que diz respeito a microtextura, relação de orientação, tipos de contornos e outras características dessa natureza.

Neste trabalho foram realizadas três varreduras com grau de confiabilidade e qualidade aceitáveis para cada amostra 800N e 1100N, com a intenção de obter informações em áreas em que existissem interfaces entre as fases austenita e martensita. Pelas FIGs 4.9 e 4.10, respectivamente amostras 800N e 1100N, pode-se verificar que a fração volumétrica da fase austenítica na amostra de menor temperatura de encharque é maior do que na amostra 1100N. Essa observação concorda com as análises de outras técnicas aqui apresentadas, reforçando a influência da temperatura do tratamento térmico. Porém as FIGs. 4.9 e 4.10 referem-se apenas a uma área varrida.

De acordo com Minamino e colaboradores (MINAMINO et al, 2005) existe uma grande dificuldade em mapear as relações de orientações da martensita em ligas Fe-Ni devido à alta densidade de defeitos que elas apresentam na microestrutura. No presente trabalho não foi diferente. Porém, observando os mapas de orientação apresentados nas FIGs 4.9 e 4.10 pode-se observar que existe uma orientação preferencial para a fase ccc (martensita) associada às componentes de textura $\{110\}$ e uma orientação preferencial associada à componente de textura próximas ao plano $\{0\ 0\ 1\}$ para a fase cfc da amostra 800N. Para a amostra 1100N verifica-se que as orientações da fase ccc estão em torno das componentes $(0\ 0\ 1)$, (101) e (111) . No entanto, nada se pode afirmar sobre as componentes da fase cfc, uma vez que a área varrida apresentou pequena quantidade dessa fase.

Não foi possível, como no trabalho de Minamino e colaboradores (MINAMINO et al, 2005), identificar claramente as variantes da transformação, porém como eles pode-se observar que com a técnica de EBSD para MIO, mesmo de resolução inferior (devido ao MEV utilizado), pode mapear as orientações da martensita e austenita e perceber que os mapas sugerem a existência de uma regra de seleção de variantes na transformação.

A TAB. 4.2 apresenta o percentual das fases austenítica (cfc) e martensítica (ccc) nas varreduras realizadas para cada amostra. Mais uma vez que média comprova a existência de uma quantidade maior de martensita na amostra 1100N, porém é uma estimativa, visto que o número de varreduras foi pequeno, apesar de terem fornecido informações que auxiliaram no levantamento de algumas inferências nos resultados dos programas.

5.1.5. RESULTADOS DOS PROGRAMAS

5.1.5.1. EIXOS E ÂNGULOS DE N-W

A TAB. 4.3 mostra os pares eixo-ângulo de rotação de acordo com a relação de N-W. Essas variantes concordam bem com os trabalhos de Minamino e colaboradores (MINAMINO et al., 2005), Godet e colaboradores (GODET et al., 2005), porém nenhum desses trabalhos apresentam os ângulos de rotação como na TAB. 4.3.

Quando foram feitas as análises dos arquivos gerados para as amostras em questão preocupou-se em verificar a frequência de cada um desses ângulos listados na TAB. 4.3. O Apêndice A confirma que as matrizes de transformação utilizadas pelo programa NISHWAR concordam com as matrizes propostas por Minamino e colaboradores (MINAMINO et al., 2005), embora com ordem diferente de seus componentes. As componentes são diferentes porque fixou-se a orientação da fase mãe, diferentemente dos demais autores que fixam as orientações da fase produto e variam da fase mãe.

5.1.5.2. ORIENTAÇÕES PRODUTO RESULTANTES DA RELAÇÃO DE K-S

As TABs 4.4 até X4.7 apresentam as possíveis orientações de produto e suas frequências de ocorrência na fase martensítica, calculadas pelo programa ROT112N, partindo das orientações mais importantes da fase austenítica, de acordo com a relação de K-S. Essas tabelas foram importantes na análise das orientações obtidas para a liga Fe-27%Ni, utilizada nesse trabalho. Como já foi mencionado, esse cálculo não foi feito para as relações

segundo N-W embora fosse apenas uma versão nova para o programa ROT112 - uma vez que as orientações iriam variar pouco em relação às de K-S.

Comparando as tabelas podemos perceber que alguns índices utilizados para as aproximações são freqüentes nas componentes de textura mais comuns propostas por K-S. A TAB. 4.6 mostra que há uma baixa freqüência das orientações cubo se comparadas com as orientações Brass, Cooper e Goss.

5.1.5.3. ORIENTAÇÕES RESULTANTES NA MACLAGEM NO CCC

As TABs 4.9 até 4.15 apresentam as componentes de macla possíveis de ocorrer nos materiais ccc e suas freqüências de ocorrência, calculadas pelo programa TWINBCC, partindo das componentes mais comuns do ccc. Essas tabelas foram importantes na análise das orientações experimentais obtidas para a liga Fe-27%Ni, utilizada nesse trabalho, pois serviram de guias para o que deve ser esperado. Alguns exemplos positivos foram encontrados, para o caso do ângulo de 60°, porém deve ser mencionado que, mesmo com o aumento praticado, a resolução do sistema não deveria ser suficiente para a determinação indubitável das orientações das maclas.

Porém foi possível observar uma freqüência significativa das orientações do produto tais como: (0 -4 1)[-1 1 4], (-2 -6 1)[-1 1 4] e (5 1 1)[-1 -2 7]. Em contrapartida orientações do produto tais como (0 0 1)[-1 1 0] e (-1 -1 -1)[1 1 2] tiveram baixa freqüência.

5.1.5.4. RELAÇÃO DE ORIENTAÇÃO PARA AS AMOSTRAS 800N E 1100N

Como mencionado no item 4.3.4, o resultado do emprego do programa nos arquivos *.ang, forneceu milhares de pares eixo-ângulo de rotação tanto relacionando às fases diferentes como às maclas dentro da fase ccc.

As TABs 4.16, 4.17 e 4.18 apresentam respectivamente a porcentagem de ângulos que se aproximam das relações de N-W, a porcentagem de ângulos de acordo com K-S e porcentagem de ângulos de contorno de macla para a amostra 800N. Além disso, optou-se por colocar exemplos desses dados para

exemplificar como foram feitas as observações dos dados obtidos com o programa AXANG-F.

Como se pode observar, foram encontradas relações de orientações bem próximas das esperadas, porém muitas também foram as relações cujos eixos nada tinham em comum com os teóricos, apesar de apresentarem o ângulo de rotação esperado.

É importante ressaltar que a técnica de EBSD na detecção dos pontos de difração utiliza todos os valores dos ângulos de Euler possíveis, enquanto que as relações de orientação de K-S e N-W são consideradas para um conjunto restrito de orientações, num subespaço de Euler, o que limita muito a observação de componentes iguais ou mesmo próximas das esperadas por essas relações. Ou seja, seria preciso levar em conta combinações de todas as variantes da orientação da fase mãe com todas as variantes das orientações do produto para que alguns dessem os eixos e os ângulos coincidentes com as relações teóricas. O programa é capaz de calcular as relações eixo-ângulo entre as orientações das fases e, além dela, mais três variantes do produto dentro do espaço reduzido de Euler ($\varphi_1 \phi \varphi_2$ entre 0^0 e 90^0). Contudo, apenas uma interessa, aquela entre os pontos de difração situados antes e logo depois da interface, os quais representam realmente as orientações medidas e não suas variantes. Assim, muitos pares eixo-ângulo, embora corretos, não podem ser comparados com K-S ou N-W. Porém muitas orientações distintas das esperadas foram encontradas o que dificultou muito a interpretação dos dados. Por outro lado, o programa AXANG-F foi validado usando-se o programa ROTAT com diversas orientações austeníticas que, quando giradas com o par eixo-ângulo experimental, reproduziam as orientações-produtos que se lhes seguiam imediatamente (através da interface) no arquivo *.ang.

Embora não tenha havido tempo suficiente para uma análise profunda dos dados obtidos, ficou claro que fatores como a resolução do equipamento, volume de difração, passo entre os pontos e o tipo de microestrutura tem profunda influência sobre a qualidade dos dados que podem ser obtidos. Isto é particularmente verdade para o caso das maclas martensíticas onde as dimensões microestruturais necessitam de alta resolução para serem definidas. Também ficou claro que tal estudo – otimizando-se os experimentos – é perfeitamente exequível com os programas aqui desenvolvidos.

6. CONCLUSÃO

- . A diferença na microestrutura das amostras em estudo foi resultado das diferentes temperaturas de encharque (800 e 1100°C).
- . O tipo de martensita aqui utilizado não é o mais adequado ao estudo de relações de orientação em ligas Fe-Ni.
- . Apesar da técnica de difração de raios X não ter sido usada para a quantificação da fração volumétrica das fases, ela permitiu avaliar a não tetragonalidade da martensita que foi obtida após o tratamento.
- . Pela frequência de algumas orientações encontradas tanto para as relações semelhantes às orientações propostas por K-S quanto para as orientações propostas por N-W, pode-se sugerir que há evidência de seleção de variantes.
- . A técnica de EBSD na detecção dos pontos de difração utiliza todos os valores dos ângulos de Euler possíveis, enquanto que as relações de orientação de K-S e N-W são em geral consideradas para um conjunto restrito de orientações, num subespaço de Euler. Isso dificulta a análise da relação de orientação nos pontos experimentais .
- . O tipo de fonte de elétrons aqui usado não tem resolução suficiente para separar, individualmente, as maclas na martensita.
- . Fatores como a resolução do equipamento, volume de difração, passo entre os pontos e tipo de microestrutura têm profunda influência sobre a qualidade dos dados que podem ser obtidos.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Desenvolver um programa capaz de levar em conta combinações de todas as variantes da orientação da fase mãe com todas as variantes das orientações do produto, para que os eixos e os ângulos gerados sejam coincidentes com as relações teóricas.

- Fazer novas análises experimentais da liga utilizada nesse trabalho, bem como de ligas de outras composições, utilizando a técnica de EBSD de alta resolução ou mesmo o equipamento utilizado, porém experimentando otimizar bem os parâmetros para uma melhor captação de dados.

-Analisar detalhadamente os arquivos extraídos dos programas visando observar se há ou não uma regra na seleção de variantes.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AKTAS, H., GUNER, M., AKTURK, S.. **Isothermal martensite formation in a magnetically ordered austenite phase of an Fe-32%Ni-0,4%Cr alloy.** Journal of Alloys and Compounds 387 (2005) 279-281.
- ASHERS, M.. **Martensitic transformations and plastic deformation: a comparison.** Smart Materials and Structures 16 (2007) 115-125.
- ASM Handbook Vol 3 – **Binary Alloy Phase Diagrams**, ASM International, 1990.
- ASSUNÇÃO, F. C. R.. **Estabilização térmica da austenita.** Revista do Círculo de Engenharia Militar, nº 71. 1º Trim. 74.
- BALL, J. M.. **Mathematical models of martensitic microstructure.** Materials Science and Engineering A, 378 (2004) 61–69.
- BRIOTTET, L., ARTAUD, B., CAYRON, C.. **Reconstruction of parent grains from EBSD data.** Materials Characterization (2006). Article in press.
- CARDOSO, T. L. M.. **Modelagem cristalográfica de transformações de fase no estado sólido.** Tese de Mestrado. Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 1995.
- DIKICI, M., KIRINDI, T.. **Microstructural analysis of thermally induced and deformation induced martensitic transformations in Fe–12.5 wt.% Mn–5.5 wt.% Si–9 wt.% Cr–3.5 wt.% Ni alloy.** Journal of Alloys and Compounds 407 (2006) 157–162.
- DURLU, T. N., AKTURK, S., GUNGUNES, H., YASAR, E.. **New observations on the formation of athermal martensite in Fe-Ni-Mo alloys.** Journal of Alloys and Compounds (2006).
- FUNAKUBO, H.. **Shape Memory Alloys.** Precision Machinery and Robotics. Versão Inglesa traduzida do Japonês por J. B. Kennedy. Gordon and Breach Science Publishers, 1987.
- GATES, J. D., KELLY, P.M., ZHANG, M. –X.. **A model of stress induced martensitic in Fe-Ni-C alloy.** Materials Science and Engineering A273–275 (1999) 251–256.
- GEERS, M. G. D., KOUZNETSOVA, V., CHEN, S. P.. **Modeling martensitic transformation in the elasto-plastic material at finite strain.** XXI ICTAM, 15–21 August 2004, Warsaw, Poland.

- GODET, S., HE, Y., JONAS, J. J.. **The possible role of partial dislocations in facilitating transformations of the Nishiyama-Wassermann type.** Scripta Materialia 52 (2005) 175-179.
- GUILLEN, M. P. B.. **Transformation Textures in Hot Rolled Steels.** Doctor Thesis. Department of Mining and Metallurgical Engineering. McGill University. Montreal - Canada, (1995).
- GUIMARÃES, J. R. C.. **Conceituação, Cinética e Morfologia da Transformação Martensítica em Aços.** Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, Vol.1 (1981), nº 1, 3-9.
- GUIMARÃES, J. R. C., ECKSTEIN, C. B.. **Correlação entre a microestrutura e reposta mecânica em misturas de austenita e martensita.** Metalurgia-ABM, Vol. 39 (1983), nº 307, 307-310.
- GUIMARÃES, J. R. C., RIOS, P. R.. **Microstructural path analysis of athermal martensite.** Scripta Materialia, Vol 57 (2007) 1105-1108.
- HIRTH, J. P., CELOTTO, S., POND R. C.. **A comparison of the phenomenological theory of martensitic transformations with a model based on interfacial defects.** Acta Materialia 51 (2003) 5385–5398.
- HILLERT, M., BORGSTAM, A.. **Nucleation of isothermal martensite.** Acta Materialia 48 (2000) 2777-2785.
- HOUBAERT, Y., PETROV R., KESTENS, L.. **Orientation Selective Martensite Transformation in an Fe-28Ni Alloy.** ISIJ International Vol 43 (2003), nº 9, 1444-1452.
- HSU, T.Y. (Xu Zuyao), ZHANG, J.H., TANG M.. **One-dimensional model of martensitic transformations.** Acta Materialia 50 (2002) 467–474.
- JONAS, J. J., BUTRÓN-GUILLÉN, M. P., VIANA, C. S. C.. **A variant selection model the prediction of fcc-to-bcc transformation textures.** Textures and Microstructures, Vol. 26-27 (1996a) 599-610.
- JONAS, J. J., BUTRÓN-GUILLÉN, M. P., VIANA, C. S. C.. **A residual stress-based criterion for variant selection during the γ -to- α transformation.** ICOTOM 11, Xian, China (1996).
- JONAS, J.J., WITTRIDGE, N.J.. **The austenite-to-martensite transformation in Fe-30%Ni after deformation by simple shear.** Acta Materialia 48 (2000) 2737-2749.

- KELLY, P. M.. **Martensite crystallography—The role of the shape strain.** Materials Science and Engineering A (2006). Article in press.
- KIM, S., LEE, T., OH C., LEE, C. G., HAN, H. N.. **A model for deformation behavior and mechanically induced martensitic transformation of metastable austenitic steel.** Acta Materialia 52 (2004) 5203–5214.
- KIM, S., SUH, D., LEE, H., OH K., HAN, H., KANG, J., LEE, S H.. **Variant Selection in Mechanically-induced Martensitic Transformation of Metastable Austenitic Steel.** ISIJ International Vol. 45 (2005), n° 8, 1217-1219.
- MAKI, T., FURUHARA, T., MORITO, S., YABUUCHI, K., YONEZAWA, H., SHIBATA, A.. **Relation between martensite morphology and volume change accompanying fcc to bcc martensitic transformation in Fe–Ni–Co alloys.** Materials Science and Engineering A (2006). Article in press.
- MINAMINO, Y., TSUJI, N., UEDA, M., UEJI, R., KITAHARA, H.. **Crystallographic analysis of plate martensite in Fe–28.5 at.%Ni by FE-SEM/EBSD.** Materials Characterization 54 (2005) 378– 386.
- MORRIS, C., OLSON, G.B.. **Dislocation Theory of Martensitic Transformations in Dislocations in Solids.** Elsevier Science Publishers B. V., 1986.
- PATOOR, E., MOULIN, A., INAL, K., BERVEILLER, S., BERRAHMOUNE, M. R.. **Analysis of martensitic transformation at various scales in TRIP steel.** Materials Science and Engineering A 378 (2004) 304–307.
- PETRYK, H., STUPKIEWICZ, S.. **Modelling of laminated microstructures in stress-induced martensitic transformations.** Journal of the Mechanics and Physics of Solids 50 (2002) 2303 – 2331.
- ROYTBURD, A. L.. **Kurdjumov and his school in martensite of the 20th century.** Materials Science and Engineering A. 273-275 (1999) 1-10.
- SUIKER, A. S. J., TURTELTAUB, S.. **Transformation-induced plasticity in ferrous alloys.** Journal of the Mechanics and Physics of Solids 53 (2005) 1747–1788.
- SUIKER, A. S. J., TURTELTAUB, S.. **A multiscale thermomechanical model for cubic to tetragonal martensitic phase transformations.** International Journal of Solids and Structures 43 (2006) 4509–4545.
- SITTNER, P., ROUBICEK, T., NOVAK, V., GRIEBEL, M., ARNDT, M.. **Martensitic transformation in NiMnGa single crystals: Numerical simulation and experiments.** International Journal of Plasticity (2006). Article in press.

TSCIPTSCHIN, A. P., PADILHA, A. F., SCHOEN, C. G., LANDGRAF, F. GOLDENSTEIN, H., FALLEIROS, I.G.S, LIMA, N. B. (editores). **Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão**. Universidade de São Paulo, 2001. 311p..

XU, Z., HUANG, J.. **Hot deformation and martensitic transformation behaviors of Fe-32%Ni alloy**. Acta Metallurgica Sinica, Vol. 19 (2006), nº 2, 133-138.

WAYMAN, C. M.. **Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformation**. Macmillan Series in Materials Science. New York (1964), 73-97.

9. APÉNDICE

9.1. APÊNDICE A: MATRIZES DE TRANSFORMAÇÃO UTILIZADAS PELO PROGRAMA NISHWAR

MATRIZES, EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz] NISHIAMA-WASSERMANN (NW)

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.] ---> FASE MÃE

(-1. 1. 0.)[1. 1. 0.] ---> FASE PRODUTO

Matriz de Transformacao:

-0.119573155869050	-0.119573155869050	-0.985598559653489
0.696923425058676	0.696923425058676	-0.169101978725763
0.707106781186548	-0.707106781186548	0.0000000000000000E+000

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(0. -1. 1.)[0. 1. 1.]

Matriz de Transformacao:

0.707106781186548	-0.707106781186548	0.0000000000000000E+000
-0.119573155869050	-0.119573155869050	-0.985598559653489
0.696923425058676	0.696923425058676	-0.169101978725763

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(-1. -1. 0.)[1. -1. 0.]

Matriz de Transformacao:

-0.119573155869050	-0.119573155869050	-0.985598559653489
-0.696923425058676	-0.696923425058676	0.169101978725763
-0.707106781186548	0.707106781186548	0.0000000000000000E+000

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(0. -1. -1.)[0. 1. -1.]

Matriz de Transformacao:

-0.707106781186548	0.707106781186548	0.0000000000000000E+000
-0.119573155869050	-0.119573155869050	-0.985598559653489
-0.696923425058676	-0.696923425058676	0.169101978725763

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(-1. 0. -1.)[1. 0. -1.]

Matriz de Transformacao:

-0.119573155869050	-0.119573155869050	-0.985598559653489
0.707106781186548	-0.707106781186548	0.0000000000000000E+000
-0.696923425058676	-0.696923425058676	0.169101978725763

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(-1. 0. 1.)[1. 0. 1.]

Matriz de Transformacao:

-0.119573155869050	-0.119573155869050	-0.985598559653489
-0.707106781186548	0.707106781186548	0.0000000000000000E+000
0.696923425058676	0.696923425058676	-0.169101978725763

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(1. 1. 0.)[1. -1. 0.]

Matriz de Transformacao:

0.696923425058676	0.696923425058676	-0.169101978725763
0.119573155869050	0.119573155869050	0.985598559653489
0.707106781186548	-0.707106781186548	0.0000000000000000E+000

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(0. 1. 1.)[0. -1. 1.]

Matriz de Transformacao:

-0.707106781186548	0.707106781186548	0.0000000000000000E+000
0.119573155869050	0.119573155869050	0.985598559653489
0.696923425058676	0.696923425058676	-0.169101978725763

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(1. 0. 1.)[1. 0. -1.]

Matriz de Transformacao:

0.696923425058676	0.696923425058676	-0.169101978725763
-0.707106781186548	0.707106781186548	0.0000000000000000E+000
0.119573155869050	0.119573155869050	0.985598559653489

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(1. -1. 0.)[1. 1. 0.]

Matriz de Transformacao:

0.696923425058676	0.696923425058676	-0.169101978725763
-0.119573155869050	-0.119573155869050	-0.985598559653489
-0.707106781186548	0.707106781186548	0.0000000000000000E+000

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER
COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

(1. 1. 1.)[1. 1. -2.]

(0. 1. -1.)[0. 1. 1.]

Matriz de Transformacao:

$$\begin{pmatrix} -0.707106781186548 & 0.707106781186548 & 0.000000000000000E+000 \\ 0.696923425058676 & 0.696923425058676 & -0.169101978725763 \\ -0.119573155869050 & -0.119573155869050 & -0.985598559653489 \end{pmatrix}$$

CALCULO DOS EIXOS E ANGULOS DE ROTACAO PARA FAZER COINCIDIR 2 ORIENTACOES (hkl)[uvw] e (abc)[xyz]

$$(1 \ 1 \ 1)[1 \ 1 \ -2]$$

$$(1 \ 0 \ -1)[1 \ 0 \ 1]$$

Matriz de Transformacao:

$$\begin{pmatrix} 0.696923425058676 & 0.696923425058676 & -0.169101978725763 \\ 0.707106781186548 & -0.707106781186548 & 0.000000000000000E+000 \\ -0.119573155869050 & -0.119573155869050 & -0.985598559653489 \end{pmatrix}$$

MATRIZES DE TRANSFORMAÇÃO UTILIZADAS POR MINAMINO COLABORADORES (MINAMINO et al., 2005)

Tabela 3

As doze matrizes de transformação de orientação para a relação de orientação N-W

$T_1 = \begin{pmatrix} 0.000 & 0.707 & -0.707 \\ -0.169 & 0.697 & 0.697 \\ 0.986 & 0.120 & 0.120 \end{pmatrix}$	$T_7 = \begin{pmatrix} 0.000 & 0.707 & 0.707 \\ -0.169 & -0.697 & 0.697 \\ 0.986 & -0.120 & 0.120 \end{pmatrix}$
$T_2 = \begin{pmatrix} -0.707 & 0.000 & 0.707 \\ 0.697 & -0.169 & 0.697 \\ 0.120 & 0.986 & 0.120 \end{pmatrix}$	$T_8 = \begin{pmatrix} 0.707 & 0.000 & -0.707 \\ 0.697 & 0.169 & 0.697 \\ 0.120 & -0.986 & 0.120 \end{pmatrix}$
$T_3 = \begin{pmatrix} 0.707 & -0.707 & 0.000 \\ 0.697 & 0.697 & -0.169 \\ 0.120 & 0.120 & 0.986 \end{pmatrix}$	$T_9 = \begin{pmatrix} -0.707 & -0.707 & 0.000 \\ 0.697 & -0.697 & -0.169 \\ 0.120 & -0.120 & 0.986 \end{pmatrix}$
$T_4 = \begin{pmatrix} 0.000 & -0.707 & 0.707 \\ 0.169 & 0.697 & 0.697 \\ -0.986 & 0.120 & 0.120 \end{pmatrix}$	$T_{10} = \begin{pmatrix} 0.000 & 0.707 & 0.707 \\ -0.986 & -0.120 & 0.120 \\ 0.169 & -0.697 & 0.697 \end{pmatrix}$
$T_5 = \begin{pmatrix} -0.707 & 0.000 & -0.707 \\ -0.697 & -0.169 & 0.697 \\ -0.120 & 0.986 & 0.120 \end{pmatrix}$	$T_{11} = \begin{pmatrix} -0.707 & 0.000 & -0.707 \\ -0.120 & -0.986 & 0.120 \\ -0.697 & 0.169 & 0.697 \end{pmatrix}$
$T_6 = \begin{pmatrix} 0.707 & 0.707 & 0.000 \\ -0.697 & 0.697 & -0.169 \\ -0.120 & 0.120 & 0.986 \end{pmatrix}$	$T_{12} = \begin{pmatrix} 0.707 & -0.707 & 0.000 \\ -0.120 & -0.120 & 0.986 \\ -0.697 & -0.697 & -0.169 \end{pmatrix}$

Tabela 4

As matrizes de orientação de 12 variantes da martensita transformada a partir da orientação da fase austenítica (0 0 1) [1 0 0] de acordo com a relação de orientação N-W.

$\mathbf{M}_1 = \begin{pmatrix} 0.000 & 0.707 & -0.707 \\ -0.169 & 0.697 & 0.697 \\ 0.986 & 0.120 & 0.120 \end{pmatrix}$	$\mathbf{M}_7 = \begin{pmatrix} 0.000 & 0.707 & 0.707 \\ -0.169 & -0.697 & 0.697 \\ 0.986 & -0.120 & 0.120 \end{pmatrix}$
$\mathbf{M}_2 = \begin{pmatrix} -0.707 & 0.000 & 0.707 \\ 0.697 & -0.169 & 0.697 \\ 0.120 & 0.986 & 0.120 \end{pmatrix}$	$\mathbf{M}_8 = \begin{pmatrix} 0.707 & 0.000 & -0.707 \\ 0.697 & 0.169 & 0.697 \\ 0.120 & -0.986 & 0.120 \end{pmatrix}$
$\mathbf{M}_3 = \begin{pmatrix} 0.707 & -0.707 & 0.000 \\ 0.697 & 0.697 & -0.169 \\ 0.120 & 0.120 & 0.986 \end{pmatrix}$	$\mathbf{M}_9 = \begin{pmatrix} -0.707 & -0.707 & 0.000 \\ 0.697 & -0.697 & -0.169 \\ 0.120 & -0.120 & 0.986 \end{pmatrix}$
$\mathbf{M}_4 = \begin{pmatrix} 0.000 & -0.707 & 0.707 \\ 0.169 & 0.697 & 0.697 \\ -0.986 & 0.120 & 0.120 \end{pmatrix}$	$\mathbf{M}_{10} = \begin{pmatrix} 0.000 & 0.707 & 0.707 \\ -0.986 & -0.120 & 0.120 \\ 0.169 & -0.697 & 0.697 \end{pmatrix}$
$\mathbf{M}_5 = \begin{pmatrix} -0.707 & 0.000 & -0.707 \\ -0.697 & -0.169 & 0.697 \\ -0.120 & 0.986 & 0.120 \end{pmatrix}$	$\mathbf{M}_{11} = \begin{pmatrix} -0.707 & 0.000 & -0.707 \\ -0.120 & -0.986 & 0.120 \\ -0.697 & 0.169 & 0.697 \end{pmatrix}$
$\mathbf{M}_6 = \begin{pmatrix} 0.707 & 0.707 & 0.000 \\ -0.697 & 0.697 & -0.169 \\ -0.120 & 0.120 & 0.986 \end{pmatrix}$	$\mathbf{M}_{12} = \begin{pmatrix} 0.707 & -0.707 & 0.000 \\ -0.120 & -0.120 & 0.986 \\ -0.697 & -0.697 & -0.169 \end{pmatrix}$
