

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

REFINO DE GRÃO NA TRANSFORMAÇÃO AUSTENÍTICA EM AÇO
ROLAMENTO PREVIAMENTE CONFORMADO A FRIO

Ivan Augusto Martins

São Carlos
2012

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

**REFINO DE GRÃO NA TRANSFORMAÇÃO AUSTENÍTICA EM AÇO
ROLAMENTO PREVIAMENTE CONFORMADO A FRIO**

Ivan Augusto Martins

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

Orientador: Prof. Dr. Oscar Balancin

São Carlos

2012

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

M386rg

Martins, Ivan Augusto.

Refino de grão na transformação austenítica em aço
rolamento previamente conformado a frio / Ivan Augusto
Martins. -- São Carlos : UFSCar, 2012.

79 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São
Carlos, 2012.

1. Aço. 2. Aço C80U modificado. 3. Estampagem
(trabalhos em metal). 4. Deformação preliminar a frio. 5.
Refino de grão. I. Título.

CDD: 620.17 (20ª)

DEDICATÓRIA

Aos meus queridos pais, João Geraldo (*in memoriam*) e Célia.
À minha amada esposa Melissa.

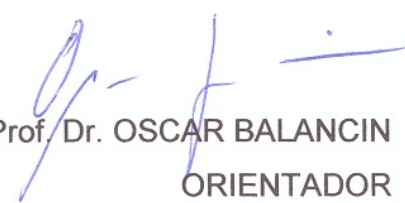
VITAE

Graduado em Engenharia de Materiais pela UFSCar (2000).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
DE
IVAN AUGUSTO MARTINS

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM (DATA: 07 de Agosto de 2012).

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. OSCAR BALANCIN
ORIENTADOR
DEMA – UFSCAR



Prof. Dr. ALBERTO MOREIRA JORGE JR.
DEMA – UFSCAR



Dr. ANTENOR FERREIRA FILHO
ABM

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Oscar Balancin pela total atenção, confiança e orientação na condução deste trabalho.

À coordenação e secretaria do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da UFSCar.

À Brasmetal Waelzholz, pela elaboração e fornecimento das amostras que fizeram parte deste trabalho.

À Schaeffler Brasil, particularmente à Gerência de Qualidade Assegurada, representada pelo Eng. Flávio Mateus, pelo apoio, disponibilidade dos recursos e estrutura necessários ao trabalho.

A todos os colegas de trabalho da Engenharia de Materiais da Schaeffler Brasil, aos amigos Renato Collanieri e Luciano Moura, que direta ou indiretamente contribuíram com este trabalho.

Um especial agradecimento aos engenheiros metalurgistas Ricardo Cumino e Wander Silva, pela amizade, companheirismo e confiança; pelo incentivo e total apoio desde o início, sendo grandes responsáveis pela concretização deste trabalho.

“O conhecimento de nenhum homem pode ir além de sua própria experiência”

John Locke

RESUMO

Este trabalho tem como proposta apresentar as características do aço *C80U Modificado*, usualmente aplicado na confecção de componentes de rolamento através de conformação a frio pelo processo de estampagem, além de avaliar a influência da deformação preliminar a frio na microestrutura após tratamento térmico de têmpera e revenimento. Partindo da condição de microestrutura esferoidizada, amostras deste aço foram previamente laminadas a frio com diferentes graus de deformação, os quais foram determinados em uma simulação numérica da deformação real de uma peça estampada. Essas amostras foram submetidas a tratamento térmico de têmpera e revenimento, em seguida avaliado e comparado o tamanho de grão austenítico entre as diferentes condições de deformação preliminar a frio. Através da técnica de difração de raios-X foi também medida a quantidade de austenita residual para cada condição de amostras pré-deformadas. Foram também feitos ensaios mecânicos e análises metalúrgicas com tiras relaminadas no estado recozido, no que tangem às características fundamentais na condição de fornecimento para o processo de estampagem.

GRAIN REFINEMENT IN AUSTENITIC TRANSFORMATION FOR A BEARING STEEL PRIOR COLD WORKED

ABSTRACT

In this work is presented the characteristics of the steel *C80U Modified*, usually applied for bearing components produced through cold forming, as evaluated the influence of prior cold work on the microstructure after heat treatment by quenching and tempering. Starting from spheroidized carbides annealed structure, samples of strip steel were previously cold-rolled to different deformation degrees. The thickness reduction was based on the equivalent strain, calculated by numerical simulation in reference of a real cold formed part. These samples were quenched and tempered, and then the austenitic grain size for each different conditions of prior cold work was evaluated. By X-ray diffraction techniques the fractions of retained austenite for each degree of prior cold work were measured. Mechanical and metallurgical analysis were also carried out in rerolled strips as annealed in delivery condition, in order to characterize the fundamental properties related to drawing process.

PUBLICAÇÕES

- MARTINS, I. A.; BALANCIN, O. Influência da deformação preliminar a frio no tamanho de grão austenítico de um aço alto carbono submetido a tratamento térmico de têmpera e revenimento. In: CONFERÊNCIA BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO, 6.,2012, Atibaia.

- MARTINS, I. A.; BALANCIN, O.; FERREIRA FILHO, A.; FERRO, D. A. Estudo caracteriza aço para a estampagem de peças para rolamentos. **Corte & Conformação de Metais**, São Paulo, n. 89, p. 22-31, 2012.

- MARTINS, I. A.; BALANCIN, O.; FERREIRA FILHO, A.; FERRO, D. A. Aço C80U modificado, temperado e revenido, para aplicações que necessitam de alta resistência e estabilidade dimensional. **ABM – Metalurgia, Materiais & Mineração**, São Paulo, v. 68, p.352–357, 2012.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pag.
BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES	ix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xix
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 O aço C80U Modificado para aplicação em rolamentos	1
1.2 A Produção de anéis de rolamentos por estampagem	3
2 REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1 Aços para Rolamento	5
2.1.1 Variedades e características dos aços rolamento	5
2.1.2 Fabricação do aço rolamento e grau de pureza	8
2.1.3 Tratamento térmico de esferoidização	11
2.1.4 Tratamento Térmico de Têmpera e Revenimento	13
2.2 Processos de conformação	15
2.2.1 Conceitos gerais de conformação mecânica	15
2.2.2 Processo de laminação de chapas a frio	17
2.2.3 Estampagem	20
2.2.3.1 Estampabilidade	22
2.2.3.2 Curva Limite de Conformação (CLC)	25
2.2.4 Tratamento termomecânico preliminar	27
2.3 Refino de grão na transformação austenítica	30
2.3.1 Austenitização	30
2.3.2 Efeito da deformação a frio no tamanho de grão austenítico	33
2.3.3 Efeito da deformação a frio na transformação microestrutural	38

3 MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1 Materiais	41
3.2 Ensaio no estado recozido	43
3.2.1 Metalografia	43
3.2.2 Ensaio de dureza	44
3.2.3 Ensaio de tração	44
3.2.4 Determinação da curva limite de conformação	45
3.3 Ensaio no estado temperado e revenido	47
3.3.1 Metalografia	47
3.3.2 Ensaio de Dureza	47
3.3.3 Difração de raios-X	48
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
4.1 Caracterização do aço C80U Mod. na condição recebida	49
4.1.1 Microestrutura	49
4.1.2 Propriedades mecânicas	50
4.1.3 Determinação da CLC	51
4.2 Caracterização do aço C80U Mod. na condição temperada e revenida	52
4.2.1 Microestrutura	52
4.2.2 Teor de austenita retida	56
4.2.3 Dureza	57
5 CONCLUSÕES	59
6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	61
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63
APÊNDICE A	69
APÊNDICE B	77

ÍNDICE DE TABELAS

	Pag.
Tabela 1.1 – Composição química (wt%) dos aços 100Cr6, C80U e C80U Mod.....	2
Tabela 2.1 – Grupo e composição química nominal de aços rolamentos conforme norma DIN EN 683-17.....	7
Tabela 2.2 – Composição química nominal de aços rolamento alto carbono para diferentes designações internacionais.....	8
Tabela 3.1 – Composição química (wt%) das amostras do aço C80U Modificado.....	41
Tabela 3.2 – Espessuras das amostras laminadas correspondente às deformações equivalentes obtidas na simulação numérica.....	43
Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas do aço C80U Mod. no estado recozido.....	50
Tabela 4.2 – Resultados de dureza após tratamento térmico de têmpera e após revenimento.....	58
Tabela B.1 – Resultado dos cálculos das espessuras das amostras...	79

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pag.
Figura 1.1 – Etapas do processo tradicional para produção de componentes de aço alto carbono.....	1
Figura 1.2 – Fluxos de produção de anéis de rolamento a partir de barra laminada, tubo sem costura ou fita laminada.....	4
Figura 2.1 – Dependência da vida em fadiga em relação ao nível de microinclusões em aço rolamento.....	9
Figura 2.2 – Representação esquemática da curva CLC.....	25
Figura 2.3 – Estados de deformações que ocorrem na estampagem.....	26
Figura 2.4 – Diagrama esquemático da curva TTT na formação da austenita.....	31
Figura 2.5 – arranjo planar de discordâncias e arranjo celular de discordâncias.....	34
Figura 2.6 – Esquema da poligonização a) distribuição caótica das discordâncias em aresta no cristal flexionado; b) paredes de discordâncias após poligonização.....	36
Figura 2.7 – Influência da deformação a frio nas temperaturas de transformação ferrita → austenita.....	39
Figura 2.8 – Fração volumétrica de austenita retida (determinada por difração de raios-X) em função do grau de deformação plástica a frio, seguido de austenitização (950 °C, 30 min.) e austêmpera (270 °C, 30 min.).....	40
Figura 3.1 – Simulação das deformações plásticas reais no perfil de um anel estampado.....	43
Figura 3.2 – Direção dos corpos de prova de tração em relação ao sentido de laminação da amostra.....	44
Figura 3.3 – Representação dos corpos para ensaio Nakazima....	45

Figura 3.4 – Gravador eletroquímico e amostra com malha impressa.....	45
Figura 3.5 – Embutidora utilizada nos ensaios de estampagem para levantamento da CLC.....	46
Figura 3.6 – Ilustração do ferramental utilizado no ensaio Nakazima.....	46
Figura 3.7 – Amostra com malha de círculos grafados, conformada até início da estricção.....	46
Figura 4.1 – Microestrutura da tira de aço C80U Mod. na condição de recebimento, constituída por carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica. Ataque com Nital 3%. Ampliação correspondente a 1000x no microscópio ótico.....	49
Figura 4.2 – CLC do aço C80U modificado de espessura 1,5 mm, determinada a partir das deformações principais ϵ_1 e ϵ_2 em corpos de prova Nakazima.....	52
Figura 4.3 – Microestrutura do aço C80U Mod. temperado e revenido, constituída de martensita fina e carbonetos. Ataque com Nital 3%. Ampliação correspondente a aumento de 1000x em microscópio ótico.....	53
Figura 4.4 – Gráfico representando a variação do tamanho de grão austenítico no aço C80U Mod. temperado em função da deformação preliminar a frio.....	53
Figura 4.5 – Amostra na espessura inicial de recebimento (1,63 mm). Tamanho de grão austenítico médio de 9,0 μm conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.....	54
Figura 4.6 – Amostra com 36% de deformação (esp.: 1,37 mm). Tamanho de grão austenítico médio de 10,7 μm conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.....	54
Figura 4.7 – Amostra com 54% de deformação (esp.: 1,24 mm). Tamanho de grão austenítico médio de 8,0 μm conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.....	55

Figura 4.8 – Amostra com 71% de deformação (esp.: 1,14 mm). Tamanho de grão austenítico médio de 7,2 μm conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.....	55
Figura 4.9 – Diagrama relacionando a fração de austenita retida no aço <i>C80U Mod.</i> temperado em função da deformação preliminar a frio.....	56
Figura 4.10 – Resultados de dureza nas amostras temperadas e revenidas.....	58
Figura A.1 – Ilustração esquemática da dependência da variação da energia livre com o raio da partícula esférica α que se forma na fase γ	70
Figura A.2 – Ilustração esquemática da dependência da taxa de nucleação com a temperatura para a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	73
Figura A.3 – Ilustração esquemática da dependência da taxa de nucleação e crescimento na formação da fase austenítica.....	75
Figura B.1 – Representação esquemática de laminação das amostras.....	77

SÍMBOLOS E ABREVIATÓES

{hkl}	Família de planos hkl
<uvw>	Família de direção uvw
°	Graus
°C	Graus Celsius
A ₁	Linha A ₁ do diagrama de equilíbrio ferro-carbono
A _{50mm}	Alongamento na base de 50 mm
A _{C1}	Linha A _{C1} no diagrama de equilíbrio correspondente ao início da transformação ferrita-austenita no aquecimento
A _{C3}	Linha A _{C3} no diagrama de equilíbrio correspondente ao final da transformação ferrita-austenita no aquecimento
A _{Cm}	Linha A _{Cm} do diagrama de equilíbrio ferro-carbono
B	Coeficiente na equação de Avram
C	Taxa de crescimento
C80U Mod.	C80U Modificado
CG	"Karbide grösse"
CLC	Curva limite de conformação
cm	Centímetros
DL	Direção de laminação
DN	Direção normal à laminação
EBT	"Eccentric Bottom Tapping"
EFE	Energia de falha de empilhamento
Fe _α	Ferro na fase ferrítica
Fe _γ	Ferro na fase austenítica
f _v	Fração volumétrica
g	Grama
GPa	Giga pascal
h ₀	Espessura inicial do corpo de prova
h _f	Espessura final do corpo de prova
HRC	Dureza Rockwell C
HV1	Dureza Vickers com carga de 1 kg
HV10	Dureza Vickers com carga de 10 kg
I _{α,hkl}	Intensidade difratada na fase ferrítica
I _{γ,hkl}	Intensidade difratada na fase austenítica
k	Coeficiente de resistência
κ	Constante na equação de Avram
kg	Quilograma

kN	Quilo Newton
l_0	diâmetro do círculo inicial
l_0	Comprimento inicial do corpo de prova
l_1	distância de maior deformação da elipse
l_2	distância de menor deformação da elipse
LE	Limite de escoamento
l_f	Comprimento final do corpo de prova
LR	Limite de resistência
m	Expoente da taxa de deformação
M_f	Temperatura do final da transformação martensítica
M_i	Temperatura de início da transformação martensítica
min.	Minuto
ml	Mililitro
mm	Milímetro
n	Coeficiente de encruamento
N	Taxa de nucleação
N_i	Numero de grãos por unidade de área
n_m	Coeficiente de encruamento médio
PA	"Perlitanteil"
r	Coeficiente de anisotropia em uma dada direção
r_{0°	Coeficiente de anisotropia a 0°
r_{45°	Coeficiente de anisotropia a 45°
r_{90°	Coeficiente de anisotropia a 90°
RA	quantidade de austenita retida
r_m	Coeficiente de anisotropia plástica normal
RPM	revoluções por minuto
$R_{\alpha,hkl}$	parâmetro de proporcionalidade dependente do espaçamento interplanar para a fase ferrítica
$R_{\gamma,hkl}$	parâmetro de proporcionalidade dependente do espaçamento interplanar para a fase austenítica
SC	"Strip casting"
t	Tempo
TSC	"Thin slab casting"
TTT	Tempo – temperatura - transformação
V_0	Volume no instante inicial
V_t	Volume em dado instante
w_0	Largura inicial do corpo de prova
w_f	Largura final do corpo de prova
wt%	Porcentagem em peso atômico

X	teor da fase de carbonetos
α	fase ferrítica
γ	fase austenítica
Δr	Coefficiente de anisotropia planar
ε	Deformação verdadeira
ε_1	Deformação verdadeira maior
ε_2	Deformação verdadeira menor
ε_3	Deformação verdadeira na largura da tira laminada
ε_h	Deformação verdadeira ao longo da espessura de um corpo de prova de tração.
ε_w	Deformação verdadeira ao longo da largura de um corpo de prova de tração
μm	Micrômetros
σ	Tensão verdadeira

1 INTRODUÇÃO

1.1 O aço C80U Modificado para aplicação em rolamentos

Quando se estuda os aços rolamentos, o exemplo mais comum de aço é o DIN 100Cr6, ou seu equivalente SAE 52100, em função da sua predominância no mercado mundial de rolamentos.

Trata-se de um aço baixa liga e alto carbono com teores médios de carbono e cromo de 1,0 e 1,5%, respectivamente, e que no estado temperado e revenido apresenta elevada resistência mecânica e ao desgaste, mantendo ainda certa tenacidade.

Uma característica comum dos aços alto carbono é a sua dureza relativamente alta e fragilidade na condição bruta de laminação, devido a uma microestrutura formada predominantemente por perlita lamelar. Por esta razão os aços alto carbono que irão sofrer algum processo de conformação a frio normalmente passam por um tratamento térmico prévio de esferoidização da perlita. A Figura 1.1 a seguir representa a rota tradicional de processamento de aços alto carbono na confecção de componentes automotivos.

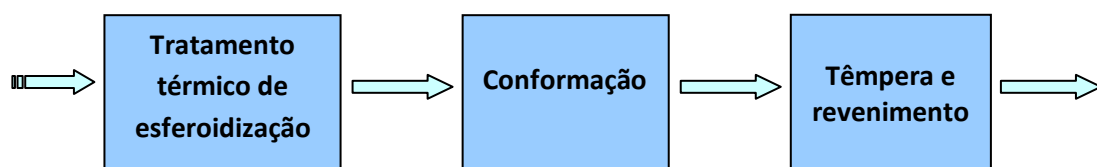


Figura 1.1 Etapas do processo tradicional para produção de componentes de de aço alto carbono.

Apesar de tratamentos térmicos prévios dos aços rolamentos, a sua conformação a frio ainda é limitada em função de uma resistência mecânica relativamente alta, quando comparada com aços baixo carbono, proporcionada por uma maior concentração de elementos de liga.

Desta maneira, torna-se interessante a utilização de um aço de menor concentração de elementos de liga, com boas características de conformação e que ainda, após tratamento térmico de têmpera e revenimento apresente as

características fundamentais à aplicação em rolamentos, com alta resistência mecânica, em particular, resistência ao desgaste e boa estabilidade dimensional.

Neste contexto, o aço C80U Modificado (C80U Mod.) enquadra-se bem no quesito de conformabilidade e vem sendo muito utilizado pela indústria de rolamentos, onde é adquirido em forma de tiras relaminadas a frio para conformação por processo de estampagem em prensas progressivas, tendo como grande vantagem a alta produtividade quando comparado aos processos convencionais de usinagem de anéis de rolamento.

O aço C80U Mod. corresponde a uma variante do aço C80U conforme EN ISO 4957, porém com adição do elemento cromo, conferindo ao aço uma maior temperabilidade, característica metalúrgica essencial no tratamento térmico posterior de têmpera e revenimento, o que vai resultar ao produto final a elevada resistência mecânica necessária à aplicação.

A Tabela 1.1 a seguir mostra a comparação de composição química entre o aço tradicional 100Cr6 conforme EN ISO 683-17, o aço C80U conforme EN ISO 4957 e sua variante modificada C80U Mod.

Tabela 1.1 Composição química (wt%) dos aços 100Cr6, C80U e C80U Mod.

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
DIN 100Cr6	min.	0,93	0,15	0,25			1,35	
	max.	1,05	0,35	0,45	0,025	0,015	1,60	0,050
DIN C80U	min.	0,75	0,10	0,10			---	---
	max.	0,85	0,30	0,40	0,030	0,030		
C80U Mod.	min.	0,70		0,10			0,30	
	max.	0,85	0,35	0,80	0,030	0,015	0,70	---

Os menores teores de carbono e cromo combinados com um tratamento térmico adequado de esferoidização proporcionam ao aço C80U Mod. um grau relativamente alto de deformação a frio e boa estampabilidade, considerando-se tratar de um aço alto carbono.

1.2 A Produção de anéis de rolamentos por estampagem

A razão principal para que se decida fabricar anéis de rolamento a partir do processo de estampagem é o alto volume de produção, pois neste caso não é a complexidade geométrica que justifica a tecnologia empregada, visto que a simetria circular de um anel facilitaria a adaptação das dimensões para obtenção de peças por outros processos. Além do mais, o processo de estampagem gera uma grande quantidade de sucata, retalhos da tira de aço, e este desperdício deve ser compensado pela velocidade produtiva.

A alta produtividade, aliada a capacidade tecnológica do processo de estampagem de tiras relaminadas de aço alto carbono, como o C80U Mod., faz com que seja economicamente viável a produção de rolamentos leves com espessuras de parede relativamente finas, como é o caso dos rolamentos de embreagens automotivas.

A Figura 1.2 representa o fluxo de produção de anéis de rolamento, considerando diferentes formas de fornecimento do aço, em barras, tubos e tiras, a partir do estado bruto de laminação.

O processo de produção de anéis a partir de tiras introduz significativa energia de deformação a frio no material dos componentes em processamento, entre a última etapa de esferoidização e o tratamento térmico de têmpera e revenimento. Além da laminação a frio na produção da matéria-prima, tiras relaminadas, a própria etapa de conformação por estampagem consiste em uma fonte de energia de deformação.

Poucos trabalhos têm sido feitos na área de aços rolamentos a respeito dos efeitos da deformação a frio na microestrutura final do aço temperado e revenido, talvez pelo fato dos processos tradicionais de fabricação de anéis de rolamentos forjados e usinados envolverem etapas de processamento com menor grau de encruamento após esferoidização e pré-tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Assim, este trabalho tem como proposta apresentar as características mecânicas e microestruturais do aço C80U Modificado, principalmente àquelas

que têm influência no processo de estampagem, bem como avaliar o efeito da deformação a frio na microestrutura final do aço temperado e revenido.



Figura 1.2 Fluxos de produção de anéis de rolamento a partir de barra laminada, tubo sem costura ou fita laminada.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aços para Rolamento

2.1.1 Variedades e características dos aços rolamento

Os componentes sólidos principais de um rolamento, corpos rolantes, anéis interno e externo, são fabricados a partir de uma ampla variedade de aços, que são devidamente escolhidos de acordo com as condições de aplicação, processo de fabricação, dimensão e tratamento térmico empregado. Em termos de aplicação, as condições de uso são divididas em três classes: rolamentos submetidos a altas temperaturas, em meios corrosivos e os utilizados em condições normais, que corresponde a 95% das situações em que são empregados. Entende-se como condição normal àquela em que a máxima temperatura de aplicação não ultrapassa 150 °C e a mínima temperatura ambiente é de -50 °C; a superfície de contato entre os anéis e os corpos rolantes é devidamente lubrificada e a máxima tensão de contato, tensão de Hertz, é da ordem de 2.1 a 3.1 GPa [1].

Mesmo em condições normais, os rolamentos sofrem efeitos de vibrações, impactos, desalinhamentos, partículas de impurezas e manuseios, e por isso o material no qual é fabricado deve apresentar certa tenacidade, resistência mecânica, estabilidade dimensional, além de elevada dureza e resistência à fadiga superficial [1].

Os componentes dos rolamentos são tradicionalmente produzidos em aço alto carbono e também baixo carbono. No caso de componentes em alto carbono, estes são produzidos em uma sequência de processo que envolve tratamento térmico de têmpera total ou por indução. Os componentes em aço baixo carbono devem sofrer processo de cementação e têmpera. Um paralelo na história do desenvolvimento de aços para rolamento mostra que os fabricantes europeus optaram pelo uso dos aços alto carbono com adição de cromo, enquanto que os americanos tiveram preferência pelos aços de baixo teor de carbono para cementação [1,2].

Ambas as classes de aço vem sendo utilizadas ao longo do tempo, cada uma mais apropriada dependendo de características particulares de processamento e aplicação. Por exemplo, os aços alto carbono são mais apropriados para condições de aplicação com alta tensão de contato, como os rolamentos de esfera, e apresentam maior estabilidade dimensional em maiores variações de temperatura, em função de uma menor quantidade de austenita retida [1].

Por outro lado, os rolamentos cementados apresentam uma maior ductilidade superficial, em função do maior volume de austenita retida, o que aumenta a resistência aos efeitos concentradores de tensão devido a irregularidades na superfície e presença de partículas de impurezas. Nos processos usuais de cementação, o teor de carbono na superfície do aço chega a valores na ordem de 1%, aumentando a temperabilidade nessas regiões, e permitindo assim na sua posterior têmpera a formação da fase martensítica. Essa transformação de fase na superfície (Austenita => Martensita) gera um aumento expressivo da dureza nessas regiões, e conseqüentemente um aumento da resistência ao desgaste do aço. O diferencial deste tipo de tratamento é que, mesmo com dureza superficial elevada, ele mantém o núcleo do material (ainda de baixo carbono) relativamente tenaz. Além disso, as tensões de compressão na superfície do material, resultantes deste tratamento, fazem com que sua resistência à fadiga seja bastante elevada [2].

Em comum, entre os aços baixo carbono cementados e alto carbono, é que na superfície de contato, entre as pistas de rolamento e os corpos rolantes, o material deve apresentar elevada dureza e uma microestrutura homoganeamente transformada, seja, martensítica, provinda dos processos tradicionais de têmpera e revenimento ou bainítica resultante de tratamentos térmicos de austêmpera.

A microestrutura típica de um aço rolamento alto carbono temperado consiste de uma matriz martensítica, com carbonetos primários (não dissolvidos durante austenitização) e austenita retida entre 5 a 15%. A dureza

ao longo da seção de um aço rolamento temperado é normalmente de 60 a 64 HRC [3].

Em aços cementados a microestrutura na camada carbonetada, também consiste em martensita de alto carbono, porém com austenita retida entre 15 a 40%. A dureza superficial é normalmente de 58 a 64 HRC [1].

Aços com diferentes faixas de composição química são utilizados na confecção de componentes de rolamentos de acordo com o processo de tratamento térmico empregado e níveis de dureza que se deseja atingir ao longo da seção do componente.

A Tabela 2.1 abaixo lista alguns exemplos mais comuns de aços rolamentos designados pela norma DIN EN ISO 683-17 [4], e suas respectivas composições químicas, agrupados conforme tratamento térmico em que são normalmente processados.

Tabela 2.1 Grupo e composição química nominal de aços rolamentos conforme norma DIN EN 683-17 [4,5]

Grupo	Material	Composição Química (wt%)					
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
Aço para Têmpera Plena	100Cr6	1,00	0,25	0,35	1,50	---	---
	100CrMnSi6-4	1,00	0,60	1,10	1,50	---	---
	100CrMo7	1,00	0,25	1,10	1,80	0,20	---
Aço para Cementação	17MnCr5	0,17	0,20	1,15	1,00	---	---
	18NiCrMo14-6	0,18	0,20	0,55	1,45	0,20	3,50
Aço para Têmpera por Indução	C56E2	0,56	0,20	0,75	---	---	---
	43CrMo4	0,43	0,20	0,75	1,00	0,20	---

A Tabela 2.2 lista outras designações de aços rolamento alto carbono para têmpera plena, utilizados internacionalmente e suas respectivas composições químicas.

Tabela 2.2 Composição química nominal de aços rolamento alto carbono para diferentes designações internacionais [1]

Material	Composição Química (wt%)					
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
AISI 52100	1,04	0,25	0,35	1,45	---	---
ASTM A 485-1	0,97	0,60	1,10	1,05	---	---
ASTM A 485-2	1,02	0,22	0,78	1,30	0,25	---
TBS-9	0,95	0,22	0,65	0,50	0,12	< 0,25
SUJ 1	1,02	0,25	< 0,50	1,05	< 0,08	< 0,25

Fundamentalmente, em peças que vão sofrer tratamento térmico de têmpera plena, a temperabilidade é uma característica essencial para a definição do aço a ser escolhido. Desta maneira, elementos de liga como cromo, silício, manganês e molibdênio são adicionados ao aço no intuito de melhorar esta característica.

O cromo, que está presente em praticamente toda liga de aço rolamento é também um forte formador de carbonetos, o que tem uma contribuição importante na resistência ao desgaste. Por outro lado, o excesso de carbonetos não traz uma contribuição positiva à resistência à fadiga de contato, sendo esta maior quanto menor o tamanho dos carbonetos [6].

2.1.2 Fabricação do aço rolamento e grau de pureza

Além de uma microestrutura satisfatória, obtida através da combinação da composição química e tratamento térmico empregado, outra característica fundamental em um aço para rolamento é o seu grau de pureza microscópica, o qual deve apresentar baixíssimo nível de inclusões não metálicas. Este é um requisito fundamental para a durabilidade do rolamento frente aos esforços cíclicos que geram falhas por fadiga de contato [1].

As inclusões atuam como facilitadores de nucleação de trincas, como se fossem pequenos “entalhes internos” e por isso devem ser mantidas em níveis baixíssimos para evitar a falha precoce do componente em serviço [7].

A Figura 2.1 a seguir mostra o efeito adverso da presença de microinclusões em um aço alto carbono na vida em fadiga de um rolamento. A figura relaciona o número de ciclos atingidos versus o nível de microinclusões determinado para corridas de aço individuais.

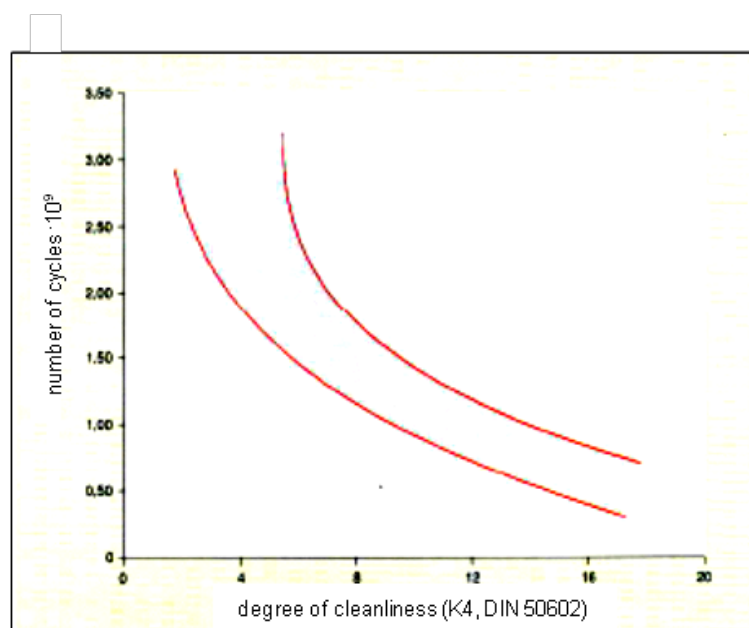


Figura 2.1 Dependência da vida em fadiga em relação ao nível de microinclusões em aço rolamento [8]

A presença de inclusões em aços não pode ser evitada, são intrínsecas ao processo de fabricação de aço. Devido a fatores termodinâmicos e cinéticos é impossível removê-las completamente, entretanto, processos e cuidados especiais de controle devem ser empregados para minimizar a quantidade e tamanho das inclusões, em todas as etapas da aciaria: preparação da carga, fusão, refino, e lingotamento. A operação de desgaseificação a vácuo é etapa obrigatória na fabricação do aço rolamento e é realizada imediatamente antes do lingotamento, devendo garantir a retirada praticamente completa dos gases dissolvidos no banho [5]. A boa prática dos fabricantes de aço rolamento

recomenda também que não se faça correções de liga após o processo de desgaseificação.

A fabricação do aço pelo processo de lingotamento convencional (“ingot casting”), ainda é preferida pelos fabricantes de rolamentos, visto que além de menores níveis de segregação obtidos por esse processo, uma vez que a maior parte dos carbonetos segregados aloja-se na região conhecida como “cabeça do lingote” que é descartada antes da laminação de desbaste [9], o maior grau de redução a quente que se tem partindo de um lingote com aproximadamente 400 x 500 mm até a bitola final, contribui de forma positiva na dispersão e redução do tamanho de alguns tipos de microinclusões.

Contudo, com as crescentes demandas de aço e investimentos em recursos produtivos que prezam cada vez mais pela melhor qualidade, a produção de aço rolamento pelo processo de lingotamento contínuo (“continuous casting”) vem sendo cada vez mais utilizada e aceita pelos rolandeiros. Em se tratando de produtos planos, praticamente a única opção de produção é através do lingotamento contínuo.

Alguns aspectos importantes devem ser enfatizados no processo de fabricação do aço:

- Seleção criteriosa da sucata, em caso de produção em fornos elétricos, com o objetivo de ter um bom controle em relação aos elementos residuais.
- Forno com furo de vazamento excêntrico (EBT – “Eccentric Bottom Tapping”), o que permite minimizar a passagem de escória oxidada do forno para a panela.
- Controle da composição da escória no forno panela; alumínio é utilizado como desoxidante no forno panela.
- Desgaseificação, devendo ocorrer mínima interação entre o metal e a escória nesta etapa do processo.
- Tempo de decantação após tratamento de panela
- Característica do refratário utilizado. Não se fazer adições de ligas de cálcio, sendo que o bom lingotamento deve ser obtido pela limpeza e seleção correta dos refratários.

- Proteção eficiente entre a panela e o distribuidor
- Material refratário utilizado no distribuidor e geometria adequada que considere o fluxo percorrido pelo metal líquido de maneira a retardar e evitar a passagem de partículas não metálicas.
- Proteção do aço contra oxidação e condições de fechamento da válvula refratária no distribuidor
- refratário do tubo submerso, entre distribuidor e molde.
- controle e restrição da variação do nível do metal no molde
- agitadores magnéticos nos veios de lingotamento. [9]

Processos especiais, como refusão por escória (“eletroslag remelting”) e fusão a vácuo, são também utilizados na produção de aços rolamento, mas apenas em situações onde a aplicação é muito mais crítica e numa escala muito menor comparada ao processo convencional de aciaria onde se produz rolamentos para a indústria geral e automobilística.

2.1.3 Tratamento térmico de esferoidização

Em aços rolamento alto carbono, o primeiro tratamento térmico geralmente empregado com o objetivo de obter uma microestrutura específica é o de recozimento para esferoidização dos carbonetos. Este tratamento consiste na modificação da estrutura de perlita lamelar para carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica, o que proporciona a diminuição da dureza, aumento da conformabilidade e ductilidade do material. Além disso, os carbonetos esferoidizados constituem uma microestrutura inicial ótima antes do tratamento térmico de têmpera, implicando em uma menor tendência de crescimento de grão austenítico, ampliação do intervalo admissível de temperaturas de têmpera, menor tendência ao fissuramento com a têmpera e maior resistência e tenacidade do aço temperado [10,11]. Uma microestrutura esferoidizada com carbonetos distribuídos homogêaneamente produzirá após têmpera uma microestrutura martensítica também homogênea, uma vez que

estes carbonetos são a principal fonte de átomos de carbono que durante a etapa de austenitização irão se dissolver na austenita [11].

O ciclo de recozimento depende da composição química do aço submetido ao tratamento térmico de esferoidização. Em aços hipereutetóides utiliza-se amplamente recozimento com aquecimento até 740 – 800 °C seguido de resfriamento lento. Depois deste aquecimento fica na austenita grande quantidade de partículas de cementita não solubilizada e que no resfriamento servem como centro de cristalização durante a decomposição da austenita [10].

Para determinada composição química, existe uma faixa de temperatura adequada para o tratamento de esferoidização, conhecida como “intervalo de recozimento”, sendo que o seu limite inferior não deve ser abaixo de A_1 e o limite superior não deve ser muito elevado, pois do contrário haverá a formação de perlita lamelar durante o resfriamento devido à solubilização dos precipitados de carbonetos na austenita. Como as linhas A_1 e A_{cm} encontram-se na composição eutetóide, para aços com composição próxima ao eutetóide o intervalo de recozimento é particularmente estreito [10].

Em aços de composição eutetóide ou pouco abaixo do eutetóide, uma microestrutura esferoidizada pode ser obtida através de tratamentos isotérmicos, com temperatura pouco abaixo da Zona crítica A_1 . Porém uma vez que nestas temperaturas a difusão na fase α ocorre em velocidades mais lentas, são necessários maiores tempos de aquecimento [10].

O mecanismo de transformação de uma microestrutura perlítica para a esferoidizada ocorre via difusão do carbono intersticial na rede e difusão superficial na interface carboneto/matriz em um processo de coalescimento, onde a força motriz é a redução da energia superficial pela mudança da forma de carbonetos lamelares para globulares, e posteriormente, pelo seu crescimento [12]. A presença de elementos de liga, tais como o Cr, Nb, Mo, W e Ti retardam o processo de coalescimento, uma vez que o processo passa a ser controlado pela difusão substitucional do elemento formador de carboneto [10].

2.1.4 Tratamento Térmico de Têmpera e Revenimento

A têmpera em aços é um tratamento térmico no qual o principal processo é a formação de uma microestrutura de não equilíbrio durante a aceleração do resfriamento, com transformação da fase austenítica, estável em alta temperatura, em martensita. Esta transformação ocorre sob um resfriamento rápido do aço desde uma temperatura acima de A_1 , e com isso evita-se a decomposição por difusão da austenita em uma microestrutura de duas fases, cementita e ferrita, a qual se diferencia bastante da austenita inicial pela composição química [13].

A transformação martensítica no resfriamento inicia-se em uma temperatura característica de cada aço, denominada temperatura de início de transformação martensítica (M_i), e não depende da velocidade de resfriamento. A transformação martensítica ocorre em um determinado intervalo de temperatura, entre o ponto martensítico superior (M_i), e o ponto martensítico inferior, (M_f). Durante o resfriamento, os primeiros cristais de martensita surgem na temperatura M_i e para que a transformação continue a se desenvolver por completo, é necessária a continuação do resfriamento até a temperatura final de transformação martensítica (M_f). Se o resfriamento for interrompido e o aço carbono permanecer no interior do intervalo $M_i - M_f$, a transformação martensítica interrompe quase que imediatamente, permanecendo no aço alguma quantidade de austenita residual [10].

Na produção de rolamentos em escala industrial, o tratamento térmico de têmpera seguido de revenimento é amplamente utilizado logo após uma etapa de conformação mecânica dos componentes, como estampagem, ou após usinagem. A microestrutura contendo inicialmente carbonetos homoganeamente distribuídos, provenientes do processo de esferoidização, após têmpera, resultará em uma microestrutura martensítica também homogênea, entretanto com carbonetos mais finos, uma vez que durante a austenitização ocorre dissolução de carbono na austenita. As temperaturas de início (A_{c1}) e final (A_{c3}) da transformação ferrita - austenita dependem das velocidades de aquecimento e também da microestrutura de partida. Uma

microestrutura prévia composta por perlita ou mesmo martensita abaixa a temperatura de início de transformação austenítica, quando comparada a uma microestrutura de partida na condição esferoidizada [7].

Alguns estudos até recomendam a realização de tratamentos prévios à têmpera, visando à obtenção de perlita fina, bainita e até mesmo uma microestrutura já composta por martensita revenida, entretanto, tratamentos térmicos adicionais aumentam os custos de produção e por isso são preteridos pelos fabricantes de rolamento. Neste sentido são muitos os esforços para que se obtenha um material com microestrutura fina e homogênea já após a etapa de esferoidização, que conseqüentemente, permanecerá após têmpera [6,11]. Em suma, a microestrutura de partida antes da têmpera tem influência sobre as propriedades finais do aço.

O tratamento térmico de revenimento, executado após a têmpera, tem o objetivo de promover um aumento da tenacidade do material pela diminuição da fragilidade característica da martensita, onde os fenômenos principais são a decomposição e (ou) a recuperação e recristalização da martensita.

A microestrutura do aço temperado é metaestável e com o aquecimento após têmpera, em consequência do aumento da mobilidade dos átomos, têm-se as condições para os processos de modificação da estrutura do aço na direção de um estado de maior equilíbrio. O caráter deste processo é determinado por algumas importantes particularidades da estrutura no aço temperado: solução sólida fortemente supersaturada; elevação da densidade, na martensita, dos defeitos cristalinos da rede, as discordâncias; contornos de pequenos e de alto ângulo; camadas intermediárias duplas; e a existência de quantidades significativas de austenita retida [10].

Basicamente, em função da temperatura e tempo de revenimento, podem acontecer diversos processos, como a segregação de carbono para defeitos do reticulado, precipitação de carbonetos, decomposição da austenita retida, além da recuperação e recristalização da estrutura martensítica [14].

A decomposição da martensita com precipitação de carbonetos é o principal processo de revenido dos aços, que, dependendo do tempo e temperatura de revenimento, pode ocorrer através de estágios de pré-

precipitação, precipitação de carbonetos intermediários metaestáveis, precipitação da cementita e coalescimento. As variações estruturais do revenido podem se tornar complexas com a decomposição da austenita residual [10,11].

A elevação da densidade de discordâncias provocada pela deformação de acomodação, durante a reestruturação martensítica da rede, faz com que a subestrutura da martensita se pareça com a subestrutura de um metal encruado. Como resultado, forma-se no revenido o estímulo ao desenvolvimento de poligonização e recristalização [10].

2.2 Processos de conformação

2.2.1 Conceitos gerais de conformação mecânica

Os processos de conformação mecânica dos metais têm por objetivo principal dar a forma desejada ao material, tendo como efeito alterações na microestrutura e conseqüentemente nas propriedades [15].

São diversos os processos de conformação mecânica dos aços, os quais podem ser classificados conforme o estado de tensões aplicadas.

A laminação e o forjamento, por exemplo, são classificados como processos de compressão direta, onde o material se deforma em uma direção normal ao sentido da força aplicada. Processos de trefilação e embutimento são ditos como processos de compressão indireta, pois nestes casos a força direta é geralmente trativa, mas a reação entre metal e matriz desenvolve forças compressivas no material conformado [15].

Os processos de conformação, segundo o estado de tensões, podem também, ser por dobramento, cisalhamento ou tensão, como ocorrem em chapas estiradas [15].

A temperatura de trabalho tem um significado fundamental no processo de conformação, e este inclusive pode ser classificado em processo de conformação a frio ou processo de conformação a quente. De maneira simplificada, para taxas usuais de deformação, pode ser considerada como

conformação a quente aquela em que a temperatura de trabalho do material processado é superior à metade de sua temperatura de fusão [15].

O trabalho a quente caracteriza-se pela rápida recuperação e recristalização do metal e que pode ocorrer no mesmo instante em que ocorre a deformação ou entre etapas sequenciais a altas temperaturas.

No trabalho a frio, não há ocorrência de recristalização e o material encrua na medida em que é deformado, ou seja, ocorre um aumento progressivo da densidade de discordâncias. Embora não seja tão acentuado como na deformação a quente, mecanismos de recuperação também ocorrem na deformação a frio. O encontro de discordâncias de sinais opostos e suas respectivas aniquilações correspondem a um processo de recuperação, entretanto, a taxa de geração de discordâncias nas primeiras deformações é maior que a taxa de restauração, o que resulta no aumento do encruamento do metal. Com a continuidade das deformações, o encruamento do material pode chegar a um estágio estacionário, onde se tem o equilíbrio entre a taxa de geração e taxa de aniquilação das discordâncias. Com a deformação excessiva e redução progressiva da ductilidade pode ocorrer rupturas antes de se atingir as dimensões finais desejadas, porém isso é o que se deseja evitar durante as operações de conformação [16].

As deformações plásticas ocorrem de maneira bem heterogênea na maioria dos processos de conformação existentes. Diferentes sistemas de escorregamento conduzem a deformação do cristal em função dos planos preferenciais de escorregamento e das forças resultantes em cada cristal, influenciados ainda pela restrição cristalográfica de grãos vizinhos. Estas heterogeneidades de deformação têm forte influência nos processos de recuperação e recristalização [16].

O aumento da densidade de discordâncias e suas interações restringem progressivamente a movimentação para os planos de escorregamento principais, fazendo com que os cristais deformados tendem a apresentar uma orientação preferencial. Esta orientação preferencial dos cristais, ou textura cristalográfica, se traduz em um comportamento anisotrópico do material, ou

seja, diferenças de propriedades mecânicas conforme a direção da aplicação de forças em um policristal [16].

Esta condição de textura que o material adquire, pode em alguns casos ser utilizada em benefício do próprio processo de conformação, na medida em que uma etapa subsequente de deformação é aplicada de maneira que os esforços resultantes no material estejam direcionados em um sentido favorável a maiores deformações, sem que ocorra ruptura.

Com os avanços tecnológicos na área computacional, simulações numéricas que representem os processos de conformação vêm sendo cada vez mais utilizados no sentido de prever o comportamento do material, servindo como ferramenta de auxílio durante o desenvolvimento de produtos ou mesmo no aperfeiçoamento do processo. Esses simuladores geralmente se baseiam em cálculos por elementos finitos que são dependentes de equações constitutivas que descrevem o comportamento do material conformado. Assim é possível fazer previsões quantitativas de esforços e deformações de materiais cada vez mais próximos da realidade. No mais atual estado da arte, o modelamento matemático desses simuladores descreve também a evolução e variações microestruturais do material que ocorrem durante as sequências de deformações.

2.2.2 Processo de laminação de chapas a frio

O processo de laminação de chapas consiste na passagem do material entre dois rolos cilíndricos que giram em sentidos opostos com a mesma velocidade periférica e estão espaçados entre si a uma distância menor que a espessura de entrada da chapa. A peça a ser conformada é puxada para entre os rolos devido à força de atrito desenvolvida entre as superfícies dos cilindros e o metal processado. O controle da força de atrito é de fundamental importância, na medida em que ele define a maior redução possível sem forças externas que empurrem a peça. Neste processamento a espessura da chapa é reduzida, seu comprimento alongado e sua largura levemente aumentada.

Tratando-se de quantidade de metal produzido, o processo de conformação por laminação é o mais empregado mundialmente [15].

As primeiras etapas de laminação ocorrem já durante a produção do aço na usina, após o lingotamento das placas, estas placas, após reaquecimento, passam por laminadores pesados que conformam o material a quente. Placas com espessuras iniciais, em torno de 20 mm, passam por trens laminadores sendo possível atingir espessuras bem reduzidas. Mais recentemente, os processos de “thin slab casting” (TSC) e “strip casting” (SC) são capazes de produzir diversas classes de materiais com espessuras tipicamente de 1 a 5 mm diretamente do lingotamento contínuo [17].

Os produtos siderúrgicos pré-conformados a quente podem ainda ser laminados a frio posteriormente. O processamento nas empresas relaminadoras envolve etapas de decapagem, corte, laminação a frio, recozimento e, em muitos casos, tratamentos de superfície, tais como galvanização, cobreamento, niquelação, entre outros.

O processo de laminação a frio, ou relaminação, confere ao aço uma série de propriedades para as mais diferentes aplicações, o que o torna um produto de excelência pela versatilidade com que pode ser processado. Entretanto, todo o histórico de processamento de um aço, desde os processos na aciaria, passando pelo lingotamento, laminação a quente, até a laminação a frio, inúmeras variáveis de processo devem ser controladas a fim de se obter um aço com propriedades adequadas à estampagem [11].

As vantagens tecnológicas obtidas com o processo de relaminação são as seguintes;

- aumento de propriedades mecânicas devido ao encruamento
- excelente precisão dimensional
- excelente qualidade superficial
- obtenção de textura cristalográfica.

Em relação a esta última característica, pode significar um grande aumento da estampabilidade da chapa quando produzido por um processo de laminação a frio adequado para este fim. Além da estampabilidade, a textura cristalográfica tem influência em diversas outras propriedades do material,

como, módulo de Young, resistividade, tenacidade, ductilidade, permeabilidade magnética e expansão térmica.

A textura cristalográfica corresponde a uma orientação preferencial dos grãos. De maneira genérica, pode ser definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória. Cada grão em um agregado cristalino possui uma orientação cristalográfica diferente das dos seus vizinhos, ou seja, os planos e as direções cristalinas têm orientação espacial diferente de grão para grão [18].

Em aços com estruturas cúbicas de corpo centrado, as texturas de laminação a frio se caracterizam por apresentarem suas orientações principais localizadas em duas fibras parciais: $\{hkl\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle uvw\rangle$. A primeira é chamada de fibra DL, por ter várias orientações paralelas à direção de laminação (DL). A segunda é chamada de orientação DN, por ter várias componentes com as normais dos planos $\{111\}$ paralelas à direção normal do plano da chapa (DN) [18].

Quando um elevado número de grãos está orientado com seu plano $\{111\}$ paralelo ao plano da chapa, o material apresenta uma alta anisotropia normal (r_m), o que melhora as características de estampabilidade do aço em função da maior resistência ao afinamento da espessura da chapa [18,19].

No processo de laminação a quente convencional, o desenvolvimento de uma textura $\{111\}$, adequada à estampagem, dificilmente chega a ser desenvolvida, e quando o é, muito fracamente. A laminação a quente, finalizada em temperaturas acima de A_{c3} resulta em uma microestrutura praticamente toda recristalizada, com cristais orientados aleatoriamente.

A formação de uma textura cristalográfica favorável à estampagem está associada a diversos fatores: composição química de aço, presença de precipitados, tamanho de grão, temperatura de acabamento e de bobinamento durante a laminação a quente, porcentagem de redução durante a laminação a frio, velocidade de aquecimento e temperatura de recozimento após a deformação a frio, entre outras [19].

Durante o processo de conformação de chapas a frio, uma variável fundamental que afeta as características de estampabilidade do material é o

grau de deformação, obviamente somado aos efeitos dos ciclos de tratamentos térmicos de recozimento intermediários empregados. Assim as etapas de laminação de desbaste e recozimento são de fundamental importância para a estampabilidade do aço. A laminação de desbaste determina a redução a frio que será aplicada no aço proveniente da laminação a quente. As taxas de aquecimento e resfriamento, bem como o tempo e temperatura de encharque durante o recozimento em caixa determinam como se dará a recuperação e recristalização do aço e conseqüentemente a textura final do produto [20].

2.2.3 Estampagem

O processo mecânico de conformação por estampagem caracteriza-se pela alta produtividade, custos de produção relativamente baixos, menores consumos de material e insumos, e obtenção de produtos com geometrias próximas das esperadas na fase final de um projeto.

O processo de estampagem consiste em conformar uma chapa plana metálica em uma peça com formato desejado. Este processo é realizado em prensas onde são montados punções e matrizes que constituem o ferramental que irá estampar a chapa metálica. Forças são impostas a chapa plana com o fechamento do conjunto punção matriz e o material sofre diversos tipos de esforços: compressivos, trativos, de dobramento, cisalhamento ou a combinação entre eles [15].

O processo de estampagem como um todo pode envolver diversos tipos de operações, desde um simples dobramento até estiramentos e repuxos profundos. A seguir, serão descritos os principais tipos de operações que ocorrem na conformação por estampagem:

a) Corte: a preparação de um esboço (“blank”) metálico partindo de uma chapa por operação de corte é facilmente identificada como a primeira etapa num processo de conformação de quase todas as estampagens de chapas metálicas, em alguns casos, o próprio “blank” já é a peça pronta em si. A operação de corte pode gerar apenas um furo, um novo perfil, um ajuste de

largura ou comprimento da chapa. Esta operação não envolve deformação plástica a frio, apenas um encruamento localizado na região das bordas da peça após o corte.

b) Dobramento (“Bending”) - É uma operação de conformação plástica onde a tira é submetida a um estado de carregamento devido a um momento fletor, fazendo com que a linha neutra, situada a meia distância da espessura, se desloque em direção a superfície interna do material dobrado, à medida que a deformação plástica prossegue. Ao final do estágio de dobramento, pelo menos metade da espessura fica submetida a um estado de tensões de tração, ocorrendo diminuição da espessura da tira.

c) Dobra e estiramento (“Bending-and-straighten”) – o resultado final do processo de dobra e estiramento é muito semelhante ao encontrado no processo de dobra. A diferença está na configuração do processo que possui um prensa-chapas, uma matriz e um punção com formatos diferentes.

d) Deformação planar de estiramento (“plane strain stretch”) – a operação planar de estiramento é similar à operação de dobra, porém uma componente de deformação de tração é adicionada através da formação de um raio. Se o raio de dobra é grande em relação à espessura da chapa, o componente de deformação de dobra pode ser pequeno comparado com a componente de deformação de tração. Isto resulta em uma condição de deformação na qual as superfícies internas e externas apresentam uma deformação maior de tração e uma tensão menor ou igual a zero.

e) Flangeamento - Outro grau de complexidade é adicionado à dobra quando a linha de dobramento é alterada de reta para curvada. A deformação ao longo desta linha passa a ser diferente de zero, podendo ser positiva ou negativa, ou ainda de enrugamento ou estiramento.

f) Expansão de furo – consiste basicamente na conformação de uma chapa com um furo pré-existente.

g) Repuxo (“drawing”) – A operação mais comum de estampagem é a formação de um copo cilíndrico. O esboço é estampado em uma cavidade ou matriz pela ação de um punção plano. A deformação é restrita as áreas de flange do esboço. Não há deformação no “fundo do copo”. Isto é exatamente o

oposto do que ocorre no estiramento. A característica única da estampagem profunda é o estado de deformação no flange. Enquanto o esboço é empurrado pela linha da matriz, sua circunferência se reduz, gerando uma tensão compressiva na direção de circunferência e um alongamento radial.

h) Estiramento biaxial (“stretching”) – É o único modo de conformação onde ambas as deformações, maior e menor, são positivas. Um exemplo comum é a penetração de um punção hemisférico em uma chapa de aço efetivamente travada por “antirrugos”. Como o metal não consegue fluir para dentro da matriz, toda deformação se restringe à área que inicialmente está sem contato com o “antirrugos”. Isto implica que, sendo as duas deformações no plano da chapa positivas, a deformação na direção da espessura é obrigatoriamente negativa, para que a soma das três deformações sejam nulas [20].

Naturalmente, mais de um tipo de operações de estampagem costumam ocorrer em um processo de conformação a partir de chapas, sendo mais complexo quando maior o número de operações envolvidas. Tais operações podem também ocorrer em diferentes estágios da estampagem, ou mesmo, mais de uma operação em um único estágio.

2.2.3.1 Estampabilidade

A estampabilidade pode ser definida como a capacidade que um material tem em se deformar quando submetido a um processo de estampagem, sem que ocorra fratura ou afinamento excessivo localizado [19].

A estampabilidade de chapas está relacionada tanto com a resposta mecânica dos materiais submetidos aos complexos caminhos de deformação, como com a interação destes com a superfície do ferramental [19].

São variados os tipos de ensaios que tentam relacionar o comportamento do material durante a deformação e suas propriedades mecânicas. Na literatura técnica, a maioria dos artigos associados com estampabilidade procura relacionar ensaios intrínsecos e/ou simulativos com o desempenho da operação de estampagem. Entendem-se aqui como ensaios

intrínsecos àqueles que não dependem da espessura e das condições superficiais, tais como, ensaio de tração uniaxial, ensaio de tração em estado plano de deformação e ensaio de expansão hidráulica. Os ensaios simulativos são sensíveis com relação à espessura, condições superficiais, lubrificantes, tipo e geometria do ferramental, tais como, ensaios de estampagem Olsen, Erichsen, Marciniak, Fukui, entre outros [19].

O coeficiente de encruamento (n) é um parâmetro que pode relacionar a habilidade de uma chapa metálica em distribuir deformação mais uniformemente na presença de um gradiente de tensão. Materiais com alto valor de coeficiente de encruamento indicam que em uma região deformada, esta porção de material encruado apresentará uma elevada resistência mecânica, de modo a transferir à região não deformada o esforço necessário a sua deformação, e conseqüentemente retardando a estrição. O coeficiente n representa também a capacidade do material em diminuir sua espessura sem que ocorra instabilidade plástica.

O coeficiente de encruamento n é normalmente calculado a partir da equação de Hollomon:

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n \quad (2.1)$$

onde,

k – coeficiente de resistência

σ – tensão verdadeira

ε – deformação verdadeira correspondente

Outro parâmetro importante com grande influência na estampabilidade dos metais é o coeficiente de anisotropia normal (r_m). Este coeficiente permite avaliar a capacidade de uma tira metálica resistir ao afinamento quando submetida a esforços de tração no plano da mesma. Um coeficiente de anisotropia normal elevado significa que a resistência à deformação na espessura é maior do que nas outras dimensões. Por isso, operações de

estampagem profunda necessitam de materiais com coeficientes de anisotropia normal elevado [17,19].

A equação abaixo representa o coeficiente de anisotropia r para uma dada direção:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_h} = \frac{\ln\left(\frac{w_f}{w_0}\right)}{\ln\left(\frac{h_f}{h_0}\right)} \quad (2.2)$$

ou

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w_f}{w_0}\right)}{\ln\left(\frac{l_0 w_0}{l_f w_f}\right)} \quad (2.3)$$

onde,

ε_w – deformação verdadeira ao longo da largura de um corpo de prova de tração.

ε_h – deformação verdadeira ao longo da espessura do mesmo corpo de prova de tração.

w_f – largura final do corpo de prova

w_0 – largura inicial do corpo de prova

h_f – espessura final do corpo de prova

h_0 – espessura inicial do corpo de prova

l_f – comprimento final do corpo de prova

l_0 – comprimento inicial do corpo de prova

A equação 2.3 é obtida considerando-se a conservação de volume no regime plástico.

O coeficiente de anisotropia normal é dado pela seguinte equação:

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (2.4)$$

onde, r_{0° , r_{45° , r_{90° correspondem aos valores de r nas direções 0° , 45° e 90° em relação ao sentido de laminação, respectivamente

2.2.3.2 Curva Limite de Conformação (CLC)

A Curva Limite de Conformação (CLC) corresponde a um ensaio simulativo que permite representar de maneira abrangente a estampabilidade de uma chapa, onde o seu limite de conformação é o estado onde se inicia o afinamento localizado [13, 14].

A CLC é um diagrama construído para descrever o lugar geométrico das principais deformações críticas que ocorrem na superfície da chapa, para as quais a estricção altamente localizada se torna visível ou ocorre fratura [21, 22].

A CLC é construída com base nas deformações verdadeiras principais ε_1 e ε_2 que ocorrem no plano de uma chapa durante sua deformação. ε_1 corresponde à deformação principal maior e ε_2 corresponde à deformação principal menor. A Figura 2.2 a seguir apresenta um desenho esquemático separando as regiões de sucesso e falha de um corpo de prova ou peça estampada.

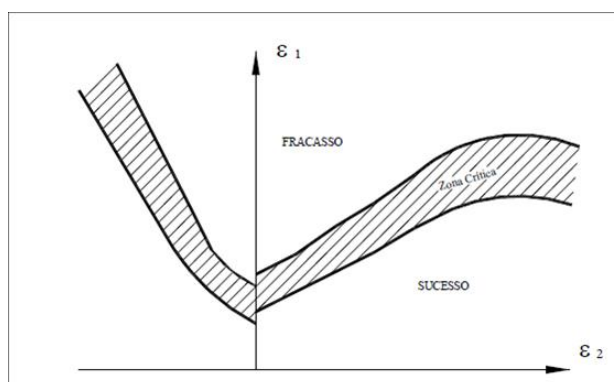


Figura 2.2 Representação esquemática da curva CLC [23]

A região acima da CLC representa um estado de deformação inviável, aonde o material chega à ruptura ou estrição, sendo necessária a alteração de fatores que afetam a estampabilidade do material, de maneira a viabilizar a conformação.

A região sobre a CLC (zona crítica) corresponde a um estado de deformações críticas para se trabalhar, pois qualquer pequena variação do processo pode levar a fratura ou estrição da peça.

A região abaixo da CLC corresponde à área viável de trabalho.

Quando ambas as deformações principais são positivas, as distribuições das tensões ao longo do material são maiores, tornando a estrição mais difusa.

Quando a maior deformação principal ϵ_1 é positiva e a menor deformação principal ϵ_2 é negativa, há uma tendência de se ter uma compensação, ocorrendo uma pequena variação na espessura.

Quando a menor tensão principal ϵ_2 se aproxima de zero, ocorre um afinamento da chapa, levando a uma estrição localizada.

A Figura 2.3 a seguir representa os caminhos de deformações possíveis para diferentes estados de deformação.

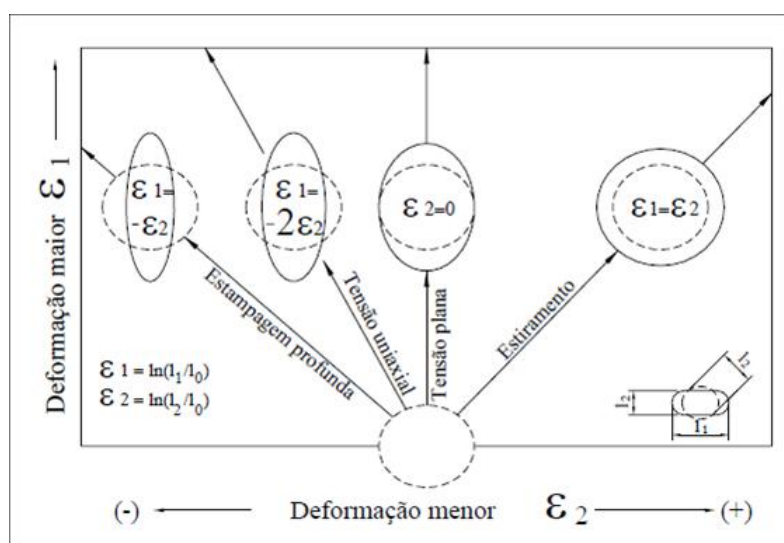


Figura 2.3 Estados de deformações que ocorrem na estampagem [21]

A determinação da CLC pode ser feita tanto a partir de peças conformadas numa operação industrial ou em ensaios de laboratórios que representem o estado de tensões de um processo real de conformação. Existem várias técnicas e padrões de geometria de ferramentas para levantamento da CLC, sendo que as principais atualmente empregadas são: os ensaios simulativos variados, o ensaio Nakazima e o ensaio Marciniak.

São diversos os fatores que influenciam a posição das CLCs, tanto em relação às características do material quanto às condições de processo: coeficiente de encruamento " n ", coeficiente de anisotropia normal " r ", expoente da taxa de deformação " m ", espessura do material, efeitos geométricos, atrito, temperatura, inclusões, impurezas e composição química [19].

Embora tenha uma grande influência das condições de ensaio, o estudo do comportamento dos aços para estampagem com o levantamento de curvas CLC vem sendo cada vez mais utilizado pelos pesquisadores, justamente por considerar e avaliar outras variáveis reais em uma situação prática e por considerar uma maior amplitude de estado de tensões possíveis.

2.2.4 Tratamento termomecânico preliminar

As deformações plásticas que o aço sofre durante o processo de conformação têm forte influência na microestrutura final do produto e conseqüentemente nas suas propriedades mecânicas, uma vez que as deformações modificam o caráter da distribuição e aumentam a densidade de defeitos na estrutura cristalina: discordâncias, lacunas, falhas de empilhamento, contornos de pequeno e alto ângulo. Estes defeitos cristalinos irão apresentar significativa influência na formação da microestrutura durante as transformações de fases (austenita => ferrita; ferrita => austenita; austenita => martensita, etc.) e por isso, o conhecimento dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante o processamento termomecânico do material é de fundamental importância para que se desenhe um processo no sentido de obter uma microestrutura apropriada com ganhos de propriedades na liga tratada termicamente [10].

O tratamento termomecânico pode ser entendido como um tratamento térmico que envolve um processo de deformação plástica, a qual eleva a densidade de defeitos cristalinos, influenciando a formação da microestrutura durante as transformações de fase [10].

Quando a deformação plástica é conduzida a frio com o intuito de se obter um benefício na microestrutura na sequência: deformação a frio, aquecimento de pré-recristalização, têmpera com aquecimento rápido e revenimento, pode-se dizer que se tem um tratamento termomecânico preliminar. O aumento da densidade de discordâncias com a deformação a frio faz com que a microestrutura inicial de um aço, composta por ferrita e carbonetos, tenha energia suficiente para formar uma subestrutura de ferrita poligonizada durante o aquecimento pré-têmpera. Com um aquecimento rápido e de curta exposição na têmpera, a estrutura austenítica se cristaliza nos contornos de grãos ferríticos iniciais durante a transformação de fase ferrita/austenita, obtendo-se um tamanho de grão austenítico refinado, e conseqüentemente, cristais de martensita fragmentados [10].

O tratamento térmico preliminar é tecnologicamente simples, pois não há controle de intervalo de tempo entre a deformação a frio e o tratamento térmico. Assim, em processos onde peças sofrerão tratamento térmico de têmpera após conformação plástica a frio, pode ser aplicado este conceito quando se deseja um refino da microestrutura.

Em estudos feitos com aço rolamento alto carbono Beswick [7] mostrou uma significativa influência da deformação a frio no refino do grão austenítico durante tratamento térmico de têmpera. A estrutura celular de baixo ângulo gerada com a deformação plástica sofre recuperação durante o aquecimento para a temperatura de austenitização e subgrãos de ferrita são formados. Para um aço previamente esferoidizado, a nucleação dos primeiros cristais de austenita irá ocorrer preferencialmente na intersecção da superfície dos carbonetos com os contornos dos subgrãos de ferrita, por ser uma região de maior energia superficial. Como existe uma maior densidade de regiões de alta energia de superfície, comparado a um material pouco deformado, será

também maior a densidade de pontos de nucleação de cristais de austenita e com isso, mais fino serão os grãos austeníticos.

A deformação a frio em uma microestrutura esferoidizada tem um efeito de abaixamento da temperatura de início e fim da transformação ferrita/austenita, similar ao que ocorre quando se faz o aquecimento de austenitização de uma microestrutura previamente normalizada, ou mesmo temperada.

Por outro lado, o refino do grão austenítico aumenta a densidade de superfície de contornos, acelerando a dissolução dos carbonetos e o enriquecimento de carbono na austenita em um mecanismo difusional. Este enriquecimento de carbono abaixa as temperaturas de início (M_i) e final (M_f) da transformação martensítica para uma dada condição de processo de austenitização e têmpera, e conseqüentemente irá aumentar o percentual de austenita retida na microestrutura martensítica obtida ao final do processo de tratamento térmico [7].

Portanto, pode se dizer que o aumento da deformação a frio em um aço alto carbono esferoidizado, tende a aumentar a fração de austenita retida após tratamento térmico de têmpera e revenimento.

São muitos os fatores que controlam o crescimento do grão austenítico no tratamento térmico de têmpera e revenimento dos aços. Em aços alto carbono esferoidizados, o crescimento de grão austenítico é também dependente da dissolução dos carbonetos durante a austenitização, antes da têmpera. Por sua vez, o grau de dissolução dos carbonetos no aço esferoidizado é dependente da quantidade de carbonetos e também da estabilidade destes carbonetos na faixa de temperatura de austenitização [7].

Também por este motivo, além da contribuição no aumento da temperabilidade, os aços aplicados na produção de rolamentos geralmente contêm cromo como elemento de liga, pois este elemento tem uma significativa influência na estabilização dos carbonetos, enquanto que a concentração de carbono regula a fração de carbonetos presente na microestrutura.

Em trabalho recente com aço rolamento alto carbono, Chakraborty [23] mostrou existir um grau de deformação a frio ótimo que proporciona um

significativo aumento na resistência ao impacto após tratamento térmico de têmpera e revenimento ou mesmo austêmpera. Este ganho de propriedades foi resultado do refinamento da microestrutura regido pelos processos de encruamento e recristalização [23].

2.3 Refino de grão na transformação austenítica

2.3.1 Austenitização

A austenitização de aços é largamente empregada como etapa inicial de processos de tratamento térmico de têmpera e revenimento e também de austêmpera. Nestes processos o aço é aquecido até temperaturas entre 800 a 950 °C, dependendo da composição química do aço e da taxa de resfriamento subsequente a ser empregada. O objetivo do processo de austenitização é a transformação austenítica com relativa homogeneidade química e com um tamanho de grão adequado [24].

O processo de transformação austenítica pode ser realizado a partir de uma microestrutura inicial de partida, perlítica, por exemplo, com um aquecimento isotérmico a uma dada temperatura acima de A_1 .

A curva de tempo – temperatura - transformação (TTT) no aquecimento para a transformação austenítica não apresenta a forma típica em “C” que ocorre durante resfriamento da austenita para formação da perlita e bainita.

Como explicado no Apêndice A, sobre nucleação e crescimento, conforme a temperatura aumenta acima da temperatura de transformação, a formação da fase austenítica é favorecida tanto pelo aspecto termodinâmico, com maior variação de energia livre, quanto pelo aspecto cinético, com maior mobilidade atômica, ou seja, tem-se um aumento progressivo na taxa de nucleação e crescimento da austenita [24].

A Figura 2.4 representa um diagrama esquemático da curva TTT para a transformação austenítica no aquecimento.

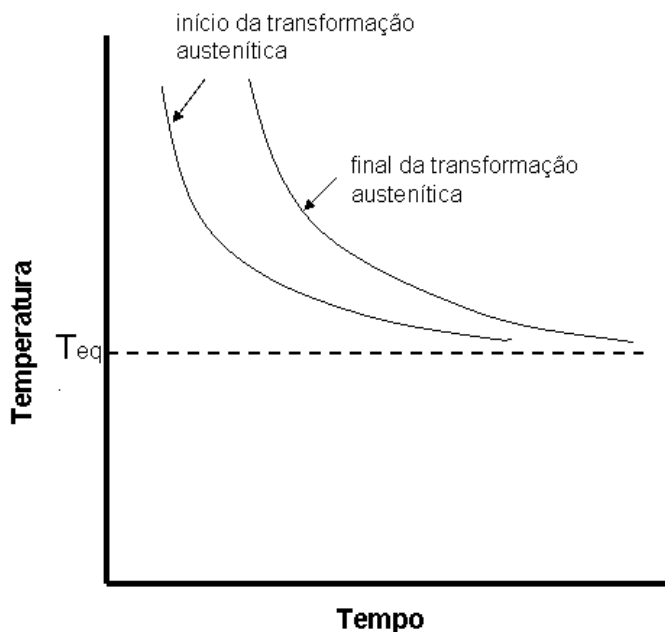


Figura 2.4 Diagrama esquemático da curva TTT na formação da austenita [24]

A nucleação da austenita durante aquecimento em uma microestrutura de carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica se dá nas interfaces ferrita-cementita, especialmente quando estes carbonetos estão situados nos contornos de grãos ferríticos, crescendo ao longo desta interface ferrita-cementita até que todo o carboneto esteja envolvido pela fase austenítica. A transformação austenítica prossegue com a movimentação das interfaces austenita-ferrita e também austenita-carboneto. Ocorre também uma redução progressiva dos tamanhos dos carbonetos, uma vez que a solubilidade do carbono é maior na fase austenítica, ocorrendo difusão do carbono da cementita para a austenita [24].

A fração de austenita que se forma em função do tempo de austenitização pode ser mensurada através da relação de Mehl-Johnson, que compreende a teoria da nucleação e crescimento, apresentada no Apêndice A:

$$f_v = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3}NC^3t^4\right) \quad (2.5)$$

onde, f_v é a fração volumétrica da fase formada, N é a taxa de nucleação e C é a taxa de crescimento.

Se os sítios de nucleação são rapidamente saturados, não ocorrendo mais nucleação no decorrer do tempo, então a expressão acima é modificada para

$$f_v = 1 - \exp((-4\pi/3)NC^2t^3) \quad (2.6)$$

Pela relação acima, observa-se que a fração de austenita transformada é mais influenciada pela taxa de crescimento, que esta elevada à segunda potência, em relação à taxa de nucleação, e tanto C quanto N aumentam com a elevação da temperatura na faixa de austenitização.

Entretanto é importante considerar que a taxa de crescimento C é consideravelmente reduzida pela presença de partículas finas dispersas, portanto o crescimento de grão após a formação da austenita não será rápido nestes casos e assim, o tamanho inicial do grão austenítico imediatamente após a sua formação será próximo ao tamanho de grão da microestrutura de partida, seja perlita ou ferrita com carbonetos esferoidizados.

De acordo com Brooks [24], considerando a teoria da nucleação e crescimento, o número de grãos por unidade de área, N_i , em uma seção plana, é dada por:

$$N_i = 1,01 (N/C)^{1/2} \quad (2.7)$$

onde N é a taxa de nucleação e C a taxa de crescimento.

A dimensão do grão ao final da recristalização primária depende, portanto, da relação entre velocidade de nucleação e a velocidade linear de crescimento. Quanto maior a velocidade de nucleação e menor a de crescimento, maior será o número de grãos por área, ou seja, menor será o tamanho de grão ao término da recristalização primária [10].

2.3.2 Efeito da deformação a frio no tamanho de grão austenítico

A deformação plástica produz modificações estruturais com mudanças na forma dos cristais e na sua estrutura interna, alterando também a orientação cristalográfica espacial.

Até 10% da energia despendida na deformação a frio é armazenada pelo metal na forma de energia de defeitos cristalinos e energia elástica, devido ao surgimento de tensões residuais [10].

A principal modificação na estrutura interna de cada cristal com a deformação a frio é a elevação da densidade de discordâncias, que chega a aumentar de cem mil a um milhão de vezes, dependendo do grau de deformação e do estado inicial de encruamento do metal. Em um metal policristalino recozido a densidade de discordâncias é de 10^6 a 10^8 cm^{-2} . Com a deformação a frio em alguns pontos percentuais a densidade cresce para 10^9 a 10^{10} cm^{-2} . Com maiores deformações, em torno de 30 a 40%, esta densidade pode chegar a 10^{11} a 10^{12} cm^{-2} [10].

A forma em que estas discordâncias se distribuem em um metal encruado está relacionada com a sua energia de falha de empilhamento (EFE). Materiais de baixa EFE apresentam menores mobilidades de discordâncias, devido a uma maior restrição da movimentação das discordâncias por mecanismos de escorregamento (“cross-slip”) e escalada (“climb”), pois as discordâncias parciais estão muito afastadas entre si. Esta maior restrição ao movimento de discordâncias resulta em uma distribuição homogênea das discordâncias no interior do grão do metal deformado, também chamada de distribuição planar [10].

Por outro lado, metais de alta EFE apresentam discordâncias dissociadas em parciais próximas uma das outras, facilitando o mecanismo de movimentação por escorregamento [25].

Mesmo com pequeno grau de deformação nos metais de alta EFE, entre 5 a 10%, começa a se formar uma estrutura celular, devido a um arranjo preferencial dos emaranhados de discordâncias que se formam dentro de um cristal, e que, em formato de paredes flexionadas, delimitam uma subestrutura.

Este arranjo celular ocorre devido à restrição do movimento das discordâncias que passam a interagir mais entre si com o aumento de sua densidade. Como resultado de um processo de relaxamento, as discordâncias se redistribuem no volume do cristal com a participação obrigatória de movimentos por deslizamento cruzado [25].

A Figura 2.5 mostra esquematicamente um arranjo planar e um arranjo celular de discordâncias distribuídas no interior de um monocristal.

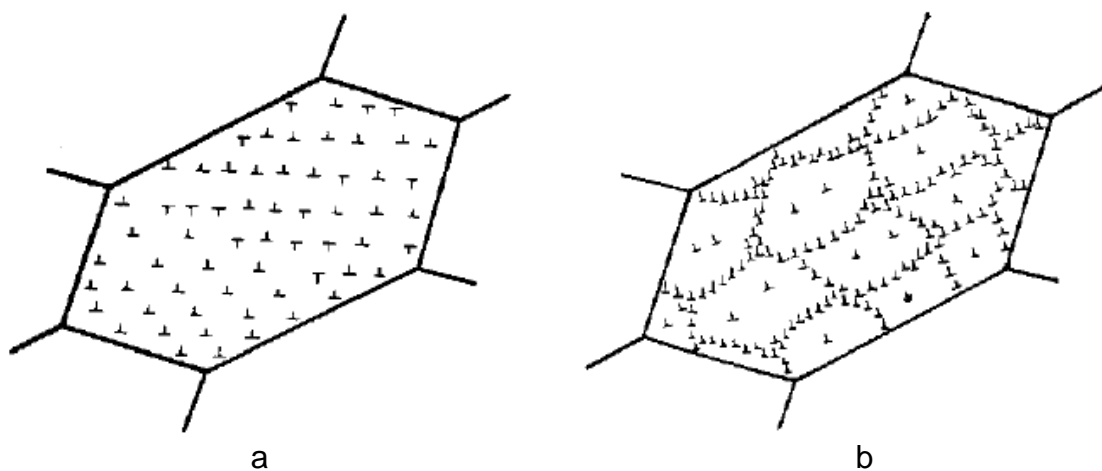


Figura 2.5 a) arranjo planar de discordâncias e b) arranjo celular de discordâncias [25]

O diâmetro médio destas células varia entre 0,5 a 2 μm e mesmo com significativo aumento no grau de deformação, o seu tamanho não sofre grandes variações, entretanto, a variação da densidade de discordâncias nos contornos das paredes é elevada [10].

Este arranjo de discordâncias formando uma subestrutura celular foi observado por Beswick [7] em seu trabalho com aço alto carbono esferoidizado de matriz ferrítica, onde amostras deformadas progressivamente foram avaliadas em microscópio eletrônico de transmissão.

Termodinamicamente, a deformação a frio faz com que o material passe para um estado de não equilíbrio, devido ao aumento da energia de Gibbs. Com o aquecimento do aço e favorecimento do processo de difusão, ocorre

uma diminuição da quantidade total de defeitos cristalinos e estes adquirem configurações mais estáveis, reduzindo a energia de Gibbs do sistema [10].

Assim, durante o aquecimento para austenitização e posterior têmpera do aço, já começam a ocorrer modificações estruturais no material previamente deformado, em um processo de recuperação, onde a redistribuição dos defeitos cristalinos e a modificação na densidade de discordâncias ocorrem de maneira espontânea [10].

No início do aquecimento, ocorre a recuperação de primeiro estágio, ou relaxamento, onde ainda não se tem a formação e migração de subcontornos dentro dos grãos deformados. Este processo de relaxamento está relacionado à redistribuição dos defeitos pontuais e à diminuição de sua concentração que está em excesso para uma determinada temperatura. Os átomos auto-intersticiais se aniquilam nas regiões de discordâncias e quando encontram as lacunas. As lacunas migram para as discordâncias e contornos de grãos, aniquilando-se nestes locais. Também ocorre o reagrupamento de discordâncias e a aniquilação mútua de discordâncias de sinais opostos, resultante de movimentos simples e cruzados, bem como escorregamento de discordâncias a curta distância. No estágio de relaxamento, todos os movimentos de discordâncias são de caráter localizado [10].

Em um segundo estágio, com o aumento da temperatura, ocorre a recuperação de segundo tipo, ou poligonização, onde ocorre a formação e migração de contornos de pequeno ângulo. Os grãos do metal subdividem-se em partes que estão levemente desorientadas em termos de orientação cristalográfica [10].

O mecanismo da poligonização pode ser explicado pela teoria das discordâncias. A curvatura residual do cristal está relacionada com o excesso localizado de discordâncias em aresta, de mesmo sinal (Figura 2.6a). Cada discordância corresponde a um plano atômico vertical incompleto, o qual estaria retirado da parte superior do cristal. Estes planos atuam como cunhas que flexionam o cristal. Com a ativação térmica, as discordâncias de mesmo sinal redistribuem-se, empilhando-se uma sobre as outras em forma de parede (Figura 2.6b). Com isso, o campo de tração de uma discordância interage com

o campo de compressão da outra. Sendo assim, as energias elásticas das discordâncias se compensam mutuamente de maneira significativa [10].

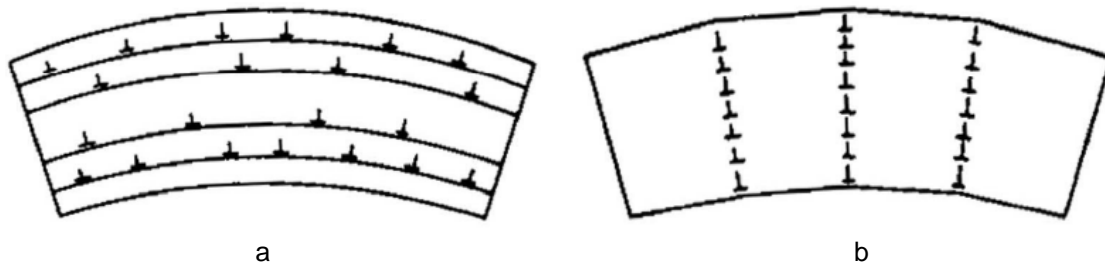


Figura 2.6 Esquema da poligonização a) distribuição caótica das discordâncias em aresta no cristal flexionado; b) paredes de discordâncias após poligonização. [10]

A formação desta parede de discordâncias é um resultado combinado de processos de deslizamento e escalonamento de discordâncias, sendo que este último, por ser um mecanismo de movimento de discordância mais lento, é quem determina a velocidade do empilhamento das discordâncias em parede. A consequência da formação destas paredes de discordâncias é a formação de subgrãos, os quais se constituem em contornos de pequenos ângulos [10].

Nos aços, onde ocorre formação de estruturas celulares com a deformação plástica, a poligonização se dá pelo desenvolvimento desta estrutura celular já existente, e esta se transforma em subgrãos.

Os subgrãos que se formam tendem a crescer com o aumento da temperatura e com o tempo, através de mecanismos de migração dos subcontornos e pela coalescência de subgrãos. A força motriz deste processo é a tendência do cristal em diminuir a energia de subcontornos [10].

A partir de uma determinada temperatura há uma forte modificação da microestrutura, relacionada com o processo de recristalização. A nucleação da recristalização envolve mecanismos que irão levar ao rearranjo de discordâncias formando regiões livres de defeitos associadas a contornos de alto ângulo e de alta mobilidade que tem a capacidade de migrar facilmente sobre a matriz encruada [10].

Diferentemente da cinética de recuperação, para a ocorrência da recristalização primária é necessário um tempo mínimo, denominado de período de incubação, a partir do qual começam a surgir os novos grãos recristalizados. Este período diminui com o aumento da temperatura e aumento do grau de deformação, e sua velocidade (incremento de volume recristalizado por unidade de tempo) cresce de zero até um máximo, e depois diminui. A interrupção do crescimento da maioria dos grãos devido à competição entre eles conduz ao fim da recristalização [10].

A equação de Avram descreve a cinética de transformação da recristalização para uma dada temperatura:

$$V_t/V_o = 1 - \exp(-Bt^k), \text{ onde} \\ (2.8)$$

V_t/V_o é a fração volumétrica no tempo t

B , um coeficiente que depende da velocidade de aparecimento de núcleos de recristalização e da velocidade de crescimento dos grãos, ou seja, depende da temperatura e do grau de deformação.

k , constante que varia de 1 a 4

Estudando o mecanismo de formação dos grãos austeníticos durante o aquecimento para faixas de temperatura entre Ac_1 e Ac_3 em aços rolamento esferoidizados e previamente deformados, Beswick [7] observou, a partir de análises em microscópio eletrônico de transmissão, que a aproximadamente 450 °C, células de baixo ângulo se transformam em subgrãos de alto ângulo. Continuando o aquecimento, estes subgrãos crescem por poligonização até aproximadamente 1.0 μm imediatamente antes da temperatura Ac_1 .

Diferentemente, o mesmo aço sem deformação preliminar, também na condição de microestrutura esferoidizada, apresentou, neste mesmo estágio, grãos ferríticos de aproximadamente 12 μm .

Speich e Szirmae [26] mostraram que para aços com microestrutura esferoidizada, a nucleação da austenita ocorre preferencialmente na interface

entre os carbonetos e grãos ferríticos, crescendo a partir destes centros até o envolvimento completo do carboneto.

Uma microestrutura fina de subgrãos ferríticos, portanto, apresenta apreciavelmente uma maior densidade de sítios de nucleação de grãos austeníticos, e irão resultar em grãos austeníticos mais finos quando comparado com uma microestrutura de partida de grãos ferríticos mais grosseiros.

2.3.3 Efeito da deformação a frio na transformação microestrutural

As temperaturas de início de transformação austenítica dependem da microestrutura inicial e também da taxa de aquecimento. A transformação austenítica que ocorre durante o aquecimento de aços alto carbono a partir de uma microestrutura prévia martensítica ou normalizada, apresenta temperaturas de transformação mais baixas quando comparadas com um processo equivalente a partir de uma microestrutura de carbonetos esferoidizados.

A razão desta diferença de início de transformação da austenita devido à microestrutura de partida está relacionada com o número de sítios preferenciais para nucleação da austenita, o que influencia na velocidade de nucleação.

Quanto se inicia o aquecimento para austenitização em um aço temperado com estrutura martensítica, por exemplo, esta vai se decompondo numa microestrutura de carbonetos finos em ferrita. Os tamanhos dos carbonetos dependem por sua vez da taxa de aquecimento, sendo mais finos quanto maior é a taxa de aquecimento. Assim, são esperadas maiores taxas de nucleação nesta condição de microestrutura quando comparado com uma microestrutura esferoidizada de carbonetos grosseiros [6]. As maiores velocidades de nucleação proporcionada por uma microestrutura mais refinada resultam num abaixamento da temperatura de transformação [6, 7].

Foi mostrado por Beswick [7] que a deformação preliminar de um aço com microestrutura de carbonetos esferoidizados tem um efeito similar ao que ocorre com as microestruturas martensíticas ou perlíticas, em relação ao

abaixamento da temperatura de transformação ferrita → austenítica. Neste caso o aumento do número de sítios de nucleação se dá pela formação de subgrãos ferríticos durante o aquecimento.

A Figura 2.7 mostra as diferenças de temperaturas de transformação obtidas em amostras de tubos de aço alto carbono esferoidizados com zero (“hot rolled”) e 64% de redução de área (“cold rolled”):

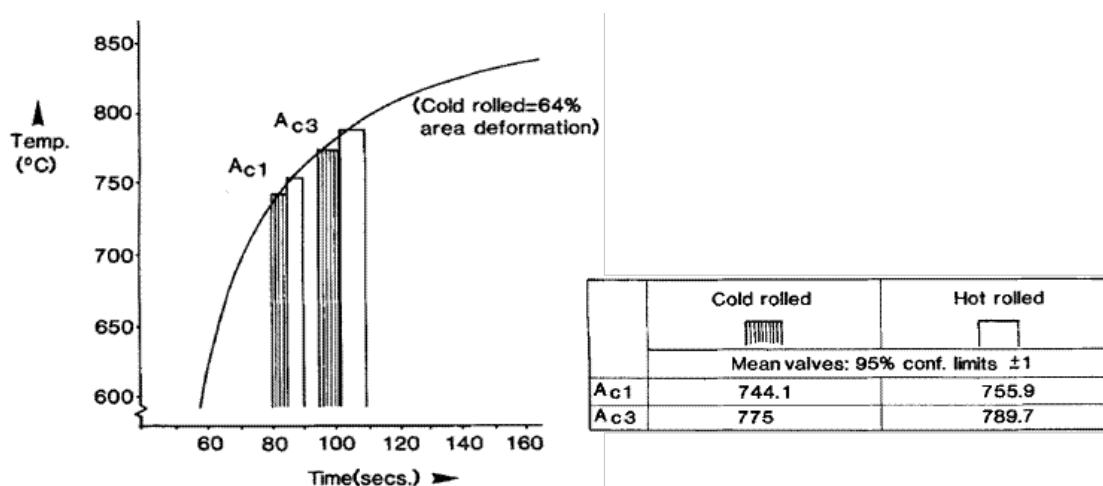


Figura 2.7 Influência da deformação a frio nas temperaturas de transformação ferrita → austenita [7].

Em estudos feitos com aços rolamento alto carbono esferoidizados, Chakraborty [23] obteve uma significativa diferença do percentual de austenita retida na microestrutura final, após austêmpera, quando aplicou um maior grau de deformação a frio nas amostras antes do tratamento térmico.

A formação de subgrãos ferríticos antes da transformação austenítica em amostras deformadas e conseqüente refino dos grãos austeníticos iniciais, leva a um aumento do teor de carbono, o que resulta em uma maior quantidade de austenita retida ao final do resfriamento. O aumento do teor de carbono na austenita está relacionado com a sua maior difusividade devido ao aumento da densidade de defeitos, associada aos contornos de grão.

A Figura 2.8 mostra resultados da quantidade de austenita retida após tratamento térmico de austêmpera em amostras de aço DIN 100Cr6 com diferentes graus de deformação a frio realizados previamente.

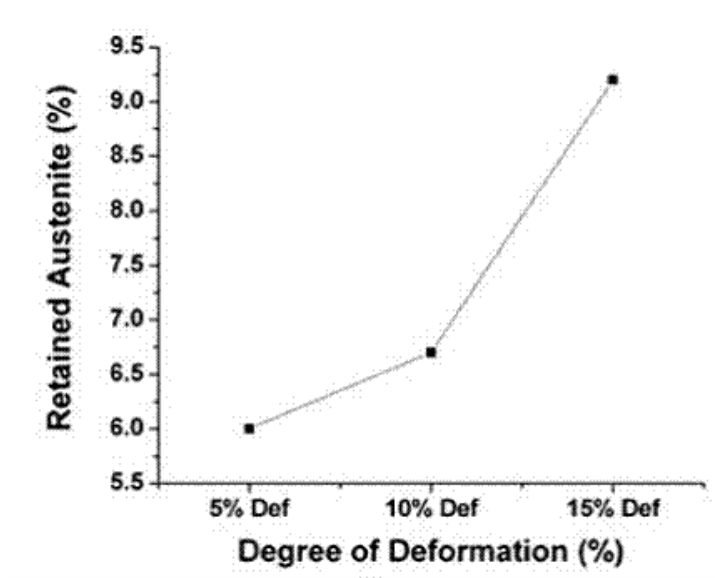


Figura 2.8 Fração volumétrica de austenita retida (determinada por difração de raios-X) em função do grau de deformação plástica a frio, seguido de austenitização (950 °C, 30 min.) e austêmpera (270 °C, 30 min.) [23].

Este aumento da fração de austenita retida em função da deformação prévia a frio em amostras de microestrutura esferoidizada, é esperado também para os processos de têmpera, visto que o aumento do teor de carbono na austenita reduz as temperaturas de transformação martensítica, M_i e M_f .

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O ensaios e análises desenvolvidos neste trabalho foram feitos em duas etapas. A primeira delas foi a caracterização do aço C80U Modificado no estado recozido, que corresponde à condição de fornecimento para estampagem a frio, onde foram avaliadas as propriedades mecânicas e metalúrgicas que influenciam a estampabilidade do aço: limite de resistência, limite de escoamento, coeficiente de encruamento n , coeficiente de anisotropia normal r_m e planar Δr . Também foi levantada a Curva Limite de Conformação (CLC).

Na segunda etapa, amostras sofreram diferentes graus de deformação e foram submetidas a tratamento térmico de têmpera e revenimento. O material foi caracterizado na condição temperada e revenida, onde foram feitas medições de dureza, análises metalográficas e quantificação da austenita residual por difração de raios-X, comparando os diferentes graus de deformação empregados.

3.1 Materiais

A Tabela 3.1 apresenta a composição química das amostras do aço C80U Modificado utilizadas neste trabalho, analisada através de espectrometria por emissão ótica.

Tabela 3.1 Composição química (wt%) das amostras do aço C80U Modificado.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
0,75	0,13	0,36	0,012	0,002	0,43	0,042

Foram utilizadas tiras de espessuras iniciais de 1,50 mm e 1,63 mm, extraídas de bobinas laminadas a frio produzidas conforme o processo padrão do fornecedor de aço relaminado, ou seja, na condição de recebimento para o processo de estampagem.

As amostras de tira de espessura de 1,50 mm foram utilizadas para os ensaios de caracterização do aço no estado de recebimento. As amostras de espessura inicial de 1,63 mm foram direcionadas para o experimento de tratamento térmico com diferentes graus de deformação preliminar.

Partindo da mesma tira inicial de 1,63 mm de espessura na condição recozida com carbonetos esferoidizados, foram laminadas outras amostras com mais três diferentes espessuras, reduzidas sucessivamente para 1,37 mm, 1,24 mm e 1,14 mm, sem recozimento intermediário, objetivando o estado encruado. Cada espessura produzida corresponde a um nível pré-determinado de deformação plástica real equivalente, conforme correlacionado na Tabela 3.2.

A determinação dos níveis de deformação plástica foi feita a partir da simulação numérica da conformação por estampagem em uma peça exemplo, previamente à laminação das amostras. A Figura 3.1 ilustra o resultado da simulação numérica que prevê a deformação plástica real no perfil de uma peça estampada, onde é observada uma distribuição heterogênea das deformações reais. Na região de trabalho, área próxima à pista do rolamento, predominantemente, são observadas deformações de 36, 54 e 71%.

Partindo destes valores de deformação como referência, foram então calculadas as respectivas reduções de espessuras para que uma chapa retangular uniforme, com espessura inicial de 1,63 mm, atingisse as deformações plásticas reais e equivalentes às previstas na simulação. Os cálculos para determinação da espessura da amostra laminada a partir de deformações reais equivalentes previstas na peça são apresentados no Apêndice B.

As amostras das quatro espessuras produzidas, 1,63 mm, 1,37 mm, 1,24 mm e 1,14 mm, correspondentes às deformações de 0, 36%, 54% e 71%, respectivamente, foram temperadas em óleo, simultaneamente, com temperatura de austenitização de 840 °C por 10 minutos e revenimento a 170 °C por 2 horas.

Tabela 3.2 Espessuras das amostras laminadas correspondente às deformações equivalentes obtidas na simulação numérica.

Deformação plástica ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3$)	0	36%	54%	71%
Espessura da amostra laminada a frio (mm)	1,63	1,37	1,24	1,14

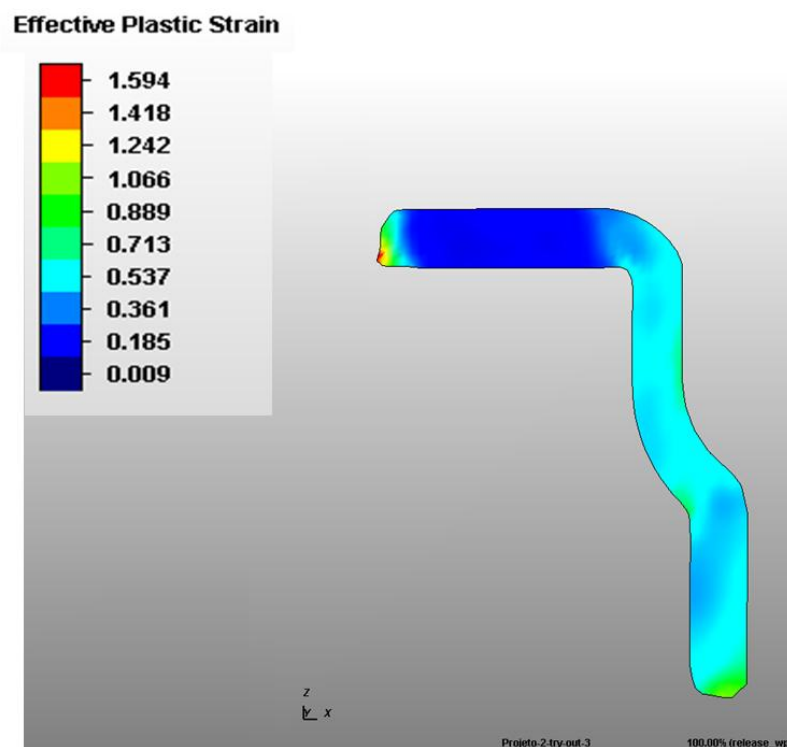


Figura 3.1 Simulação das deformações plásticas reais no perfil de um anel estampado

3.2 Ensaio no estado recozido

3.2.1 Metalografia

Mediante microscopia ótica foi observado o tamanho e distribuição de carbonetos, conforme SEP 1520 [27]. As amostras foram embutidas e preparadas para observação na secção longitudinal, na direção de laminação, seguindo os procedimentos tradicionais de lixamento, polimento e ataque em reagente Nital 3%.

3.2.2 Ensaio de dureza

A dureza foi medida em escala Vickers, com carga de 10 kg, no núcleo das seções do corpo de prova embutido, respeitando as distâncias de impressão entre borda e demais pontos de medição, conforme ASTM E92 [28].

3.2.3 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado em máquina universal de ensaios com célula de carga de 50 kN, equipada com “software” para determinação do limite de resistência, limite de escoamento, coeficiente de encruamento, coeficiente de anisotropia normal e planar. Foram estampadas amostras no formato gravata com dimensões conforme ASTM E8 M (“sheet-type” 12.5 mm) [29].

Para determinação do limite de resistência, limite de escoamento e alongamento, os corpos de prova foram ensaiados no sentido de laminação da tira. Para determinação do coeficiente de encruamento médio (n_m), coeficiente de anisotropia normal (r_m) e coeficiente de anisotropia planar (Δr) foram retirados corpos de prova a 0° , 45° e 90° do sentido de laminação da tira, e tracionados conforme ASTM E 517 [30]. A Figura 3.1 exemplifica a direção de retirada dos corpos de prova. Neste ensaio utilizou-se extensômetros para medição da deformação no sentido longitudinal e na largura do corpo de prova.

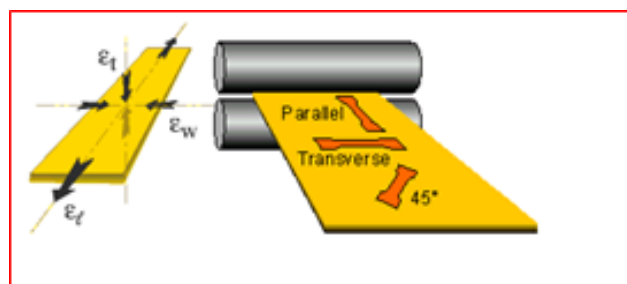


Figura 3.2 Direção dos corpos de prova de tração em relação ao sentido de laminação da amostra

3.2.4 Determinação da curva limite de conformação

Para levantamento da curva limite de conformação (CLC) foram confeccionados corpos de prova para o Método Nakazima [31], nas dimensões apresentadas na Figura 3.3, a partir de amostras retiradas de uma mesma região de uma bobina durante processo de relaminação.

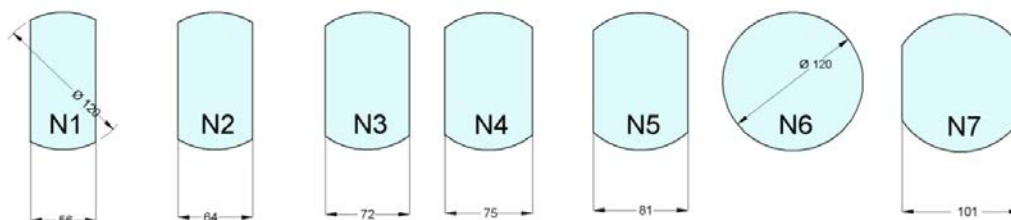


Figura 3.3 Representação dos corpos para ensaio Nakazima

Em cada amostra foi impressa uma malha com círculos de 2 mm de diâmetro, utilizando-se de um gravador eletroquímico. A Figura 3.4 a seguir mostra o equipamento utilizado e uma amostra com a malha impressa.

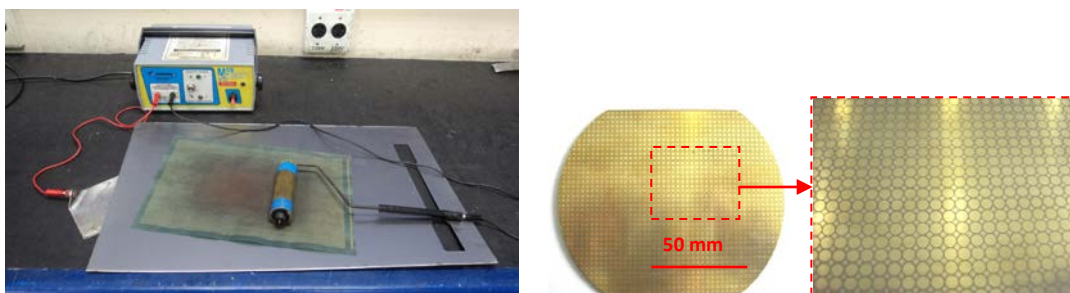


Figura 3.4 Gravador eletroquímico e amostra com malha impressa.

A conformação dos corpos de prova foi feita em uma embutidora Erichsen Modelo 142-20, controlando-se a força do prensa-chapa em 40 kN e a velocidade do punção em 70 mm/min. Pelo menos 3 amostras de cada dimensão de corpo de prova foram ensaiadas. As Figuras 3.5 e 3.6 mostram a máquina de embutimento e uma ilustração do ferramental Nakazima utilizados no ensaio.

A CLC foi traçada a partir de medições das maiores e menores deformações (deformações principais ϵ_1 e ϵ_2 , respectivamente) verificadas nas circunferências impressas nos corpos de prova por eletroerosão. As

círcunferências deformados, ou elipses, tomadas para a medição foram àquelas mais próximas do ponto de estricção, sem conter a falha. A Figura 3.7 mostra uma amostra conformada utilizada na medição das deformações principais. Para maior precisão na medição das elipses na região de estricção, foram capturadas imagens em condições padronizadas de posicionamento, perpendicular a câmera. As deformações da malha foram medidas com o auxílio de um “software” analisador de imagem



Figura 3.5 Embutidora utilizada nos ensaios de estampagem para levantamento da CLC.

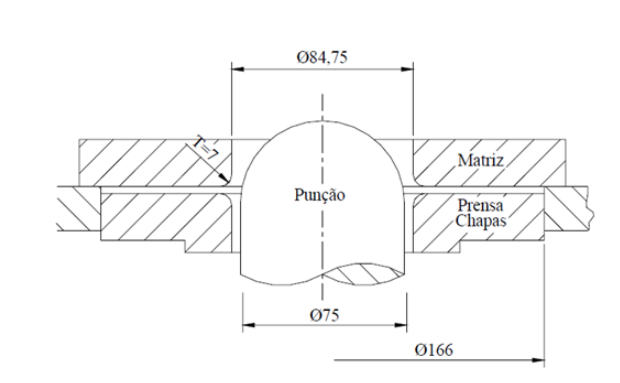


Figura 3.6 Ilustração do ferramental utilizado no ensaio Nakazima.

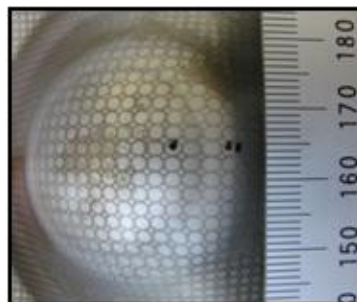


Figura 3.7 Amostra com malha de círculos grafados, conformada até início da estricção.

3.3 Ensaios no estado temperado e revenido

3.3.1 Metalografia

Por se tratar de um aço alto carbono, a preparação dos corpos de prova para análise metalográfica seguiu um procedimento especial para revelação dos contornos de grãos austeníticos. As amostras foram temperadas já polidas, preparadas previamente antes do tratamento térmico, tendo como objetivo auxiliar a revelação dos grãos mediante a ocorrência de oxidação intergranular.

Após um leve polimento, em baixa rotação da politriz (100 RPM), para retirada do óleo de têmpera, foi feito ataque químico por 60 segundos com reagente Vilella [32] (proporção de 1g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorídrico e 100 ml de álcool etílico), com adição de algumas gotas de detergente neutro. A revelação dos contornos de grão foi alcançada mediante sequências intercaladas de leves polimentos em baixa rotação e ataques químicos por 10 segundos.

Com a revelação dos grãos austeníticos, a microestrutura de cada condição de corpo de prova foi avaliada por microscopia ótica, onde o tamanho médio dos grãos foi determinado através do método de interceptos lineares, conforme ASTM E 112 [33].

Também foram feitos ataques com solução de Nital 3% para revelação e avaliação da plenitude da microestrutura martensítica transformada.

3.3.2 Ensaio de Dureza

Foram executadas medições de dureza Vickers, com carga de 1 kg, em amostras somente temperadas e em amostras temperadas e revenidas, em cada condição de deformação da tira. Em cada amostra foram feitas 5 medições no núcleo da secção da tira embutida. O embutimento foi feito com exposição da seção longitudinal na direção de laminação da tira.

3.3.3 Difração de raios-X

Mediante técnica de difração de raios-X, foi medida a porcentagem de austenita residual, conforme procedimento da ASTM E975 [34]. Para o cálculo do teor de austenita residual, a intensidade de fundo determinada separadamente foi subtraída das respectivas intensidades brutas das posições dos picos $Fe\alpha$ e $Fe\gamma$. O valor em porcentagem de austenita retida é obtido segundo a equação abaixo:

$$RA = \frac{100 - X}{1 + \frac{R_{\gamma, hkl}}{R_{\alpha, hkl}} \cdot \frac{I_{\alpha, hkl}}{I_{\gamma, hkl}}}, \text{ em \%} \quad (\text{equação 3.1})$$

onde,

RA: quantidade de austenita retida

X: teor da fase de carbonetos

$R_{\alpha, hkl}$ e $R_{\gamma, hkl}$: parâmetro de proporcionalidade dependente do espaçamento interplanar para as fases α e γ , respectivamente.

$I_{\alpha, hkl}$ e $I_{\gamma, hkl}$: Intensidade difratada das fases α e γ , respectivamente.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do aço C80U Mod. na condição recebida

4.1.1 Microestrutura

A avaliação feita em microscópio ótico mostra uma microestrutura de matriz ferrítica e presença de carbonetos de morfologia esferoidizada, regularmente dispersos. Os carbonetos apresentam-se 100% esferoidizados, sem presença de microconstituintes na fase perlítica.

Conforme comparação feita com o diagrama SEP 1520 [27] (Stahl-Eisen-Prüfblatt), o tamanho de carbonetos foi classificado em CG 2.2, com diâmetro em torno de $1\mu\text{m}$ e distribuição PA 3.0, 0% de perlita.

A Figura 4.1 mostra a fotomicrografia feita na tira de espessura 1,50 mm utilizada para caracterização na condição recozida.

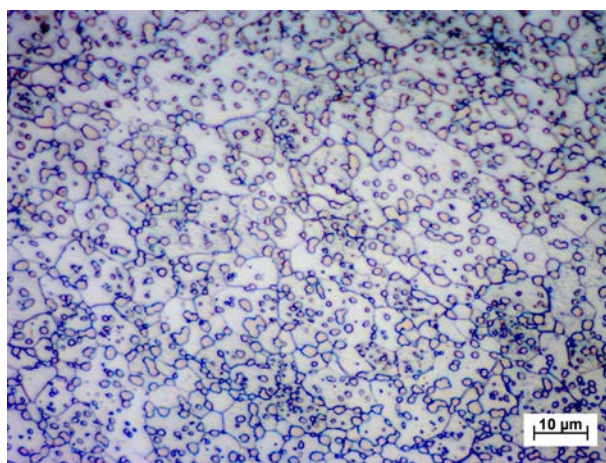


Figura 4.1 Microestrutura da tira de aço C80U Mod. na condição de recebimento, constituída por carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica. Ataque com Nital 3%. Ampliação correspondente a 1000x no microscópio ótico.

Esta microestrutura corresponde à condição de partida usualmente requisitada para processos de conformação a frio, resultante de um tratamento térmico de esferoidização satisfatório. A microestrutura de partida do aço C80U Mod., recebido em forma de bobinas laminadas a quente, é praticamente

constituída de matriz perlítica. Uma eventual insuficiência no processo de esferoidização, com perlita residual na microestrutura do aço, dependendo do grau de deformação, pode comprometer o processo de estampagem, devido ao aumento na fragilidade do material.

4.1.2 Propriedades mecânicas

A Tabela 4.1 apresenta os resultados obtidos mediante ensaio de dureza e tração do aço na condição de recebimento. O valor de dureza apresentado corresponde a média dos resultados de cinco pontos de impressão. Os valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento com distância de referência inicial de 50 mm (A_{50mm}) correspondem as médias obtidas após testes em nove corpos de prova. Os valores do coeficiente de encruamento (n_m) coeficiente de anisotropia normal (r_m) e coeficiente de anisotropia planar (Δr) foram obtidos após o ensaio de três conjuntos de corpos de prova nas direções a 0° , 45° e 90° da direção de laminação.

Tabela 4.1 Propriedades mecânicas do aço C80U Mod. no estado recozido

Dureza (HV10)	LR (N/mm ²)	LE (N/mm ²)	A_{50mm} (%)	n_m	r_m	Δr
165	507	364	29	0,16	0,97	0,22

Por se tratar de um aço alto carbono, as propriedades mecânicas do C80U Modificado na condição esferoidizada são relativamente baixas, similar a alguns aços baixo carbono microligados, como o ZStE 340, utilizados na estampagem de carroceria automotiva [19]. O aço C80U Modificado apresenta também significativo alongamento sobre esforço uniaxial.

Por outro lado, o baixo valor do coeficiente de anisotropia normal r (0,97), em comparação com aços baixo carbono comum para estampagem (r entre 1,6 a 1,9) [17, 19], implica numa maior propensão ao afinamento de espessura durante o repuxo, principalmente em esforços com deformação planar. O resultado de Δr de 0,22 mostra uma significativa anisotropia entre as

direções da tira, o que implica numa maior tendência à formação de “orelhamento” nas bordas de uma peça repuxada.

Ainda comparando com aços baixo carbono tipicamente utilizado em estampagem de componentes automotivos, o C80U Modificado apresenta um coeficiente de encruamento n_m relativamente alto (0,16), o que significa uma boa distribuição das tensões na chapa durante deformação. Alguns aços baixo carbono com até 0,08%C apresentam coeficiente n_m de 0,18 [17, 19].

4.1.3 Determinação da CLC

A Curva limite de conformação do aço C80U Mod., na condição esferoidizada para a espessura de 1,50 mm, foi construída após as medições das elipses de deformação próximas à estrição em cada corpo de prova Nakazima embutido. A curva CLC apresentada na Figura 4.2 representa a relação entre a maior deformação (ε_1) e menor deformação (ε_2) calculadas a partir das seguintes expressões:

$$\varepsilon_1 = \ln(l_1/l_0) \quad (4.1)$$

$$\varepsilon_2 = \ln(l_2/l_0) \quad (4.2)$$

sendo, l_0 = diâmetro do círculo inicial, 2 mm
 l_1 = distância de maior deformação da elipse
 l_2 = distância de menor deformação da elipse

A CLC revelou a tendência às maiores deformações no sentido de estiramento (deformações principais ε_1 e ε_2 positivas) e no sentido da estampagem profunda (deformação ε_1 positiva e ε_2 negativa), apresentando o aspecto típico de “rabo de andorinha” (Figura 2.2) verificado nas CLCs de aços baixo carbono.

Para as dadas condições de ensaio, o limite crítico para estampagem ocorre quando a deformação principal ε_1 atinge entre 20 a 30% no estado de deformação planar ($\varepsilon_2 = 0$).

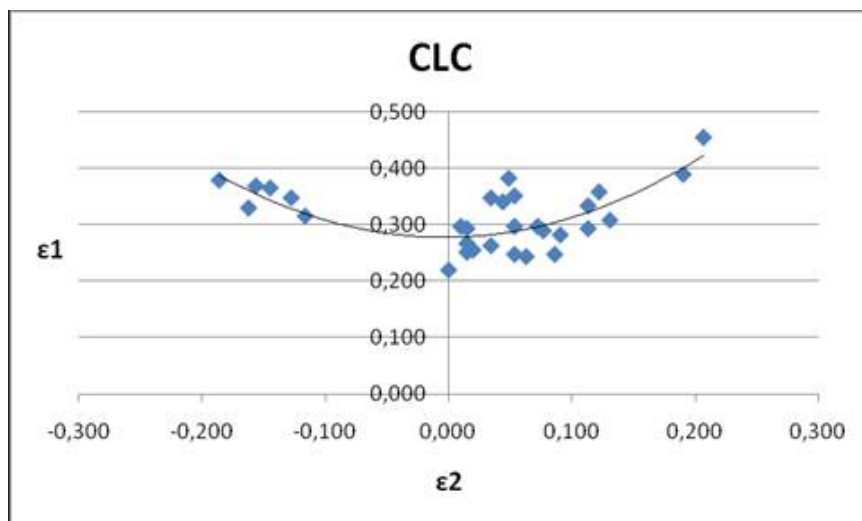


Figura 4.2 CLC do aço C80U modificado de espessura 1,5 mm, determinada a partir das deformações principais ϵ_1 e ϵ_2 em corpos de prova Nakazima.

4.2 Caracterização do aço C80U Mod. na condição temperada e revenida

4.2.1 Microestrutura

Como resultado do tratamento térmico de têmpera e revenimento empregado, descrito anteriormente na seção 3.1, as amostras obtiveram uma transformação martensítica homogênea ao longo de suas espessuras. A Figura 4.3 mostra a microestrutura constituída por martensítica fina com carbonetos uniformemente distribuídos.

O tamanho médio de grão austenítico foi determinado a partir das análises das micrografias das amostras de espessuras de 1,63 mm, 1,37 mm, 1,24 mm e 1,14 mm, na condição temperada e revenida. Com os contornos de grão revelados e auxílio de um software de geração de imagem, foi medido o tamanho médio em μm , pelo método de interceptos lineares.

A influência do grau de deformação preliminar a frio no tamanho médio dos grãos austeníticos do aço C80U Mod., após têmpera e revenimento, pode ser observada na Figura 4.4, que mostra a progressão do tamanho médio de grão austenítico em função da deformação preliminar a frio

As Figuras 4.5 a 4.8 mostram as micrografias com revelação dos contornos de grão para as quatro diferentes espessuras de amostra de tira.

Como pode ser observada, a deformação inicial das amostras em 36% resultou em um aumento do tamanho médio do grão austenítico, de 9,0 μm para 10,7 μm . Para deformações maiores, de 54% e 71%, obteve-se um refino no tamanho médio dos grãos, resultando em 8,0 μm e 7,2 μm , respectivamente.

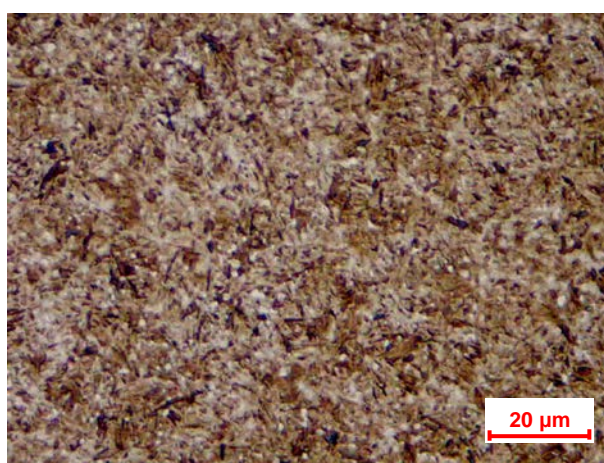


Figura 4.3 Microestrutura do aço C80U Mod. temperado e revenido, constituída de martensita fina e carbonetos. Ataque com Nital 3%. Ampliação correspondente a aumento de 1000x em microscópio ótico.

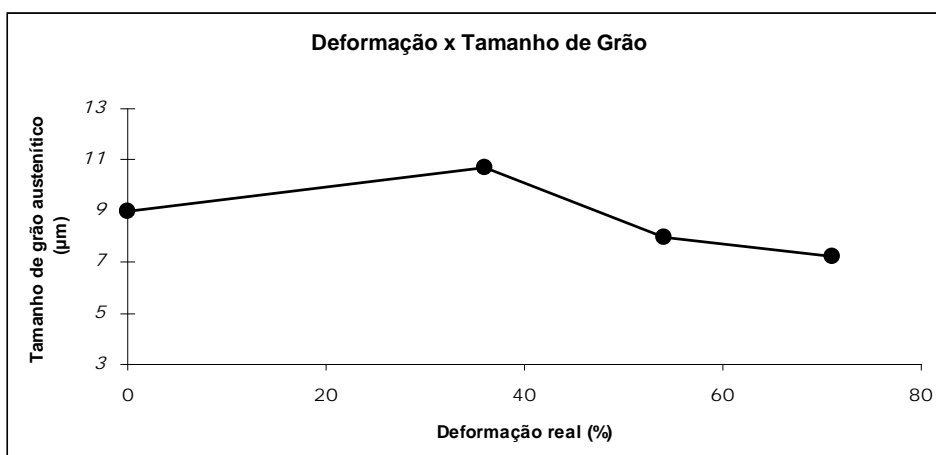


Figura 4.4 Gráfico representando a variação do tamanho de grão austenítico no aço C80U Mod. temperado em função da deformação preliminar a frio.

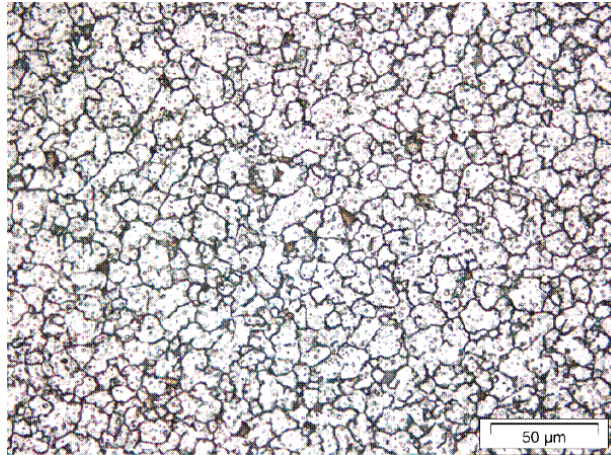


Figura 4.5 Amostra na espessura **inicial** de recebimento (1,63 mm). Tamanho de grão austenítico médio de **9,0 μm** conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.

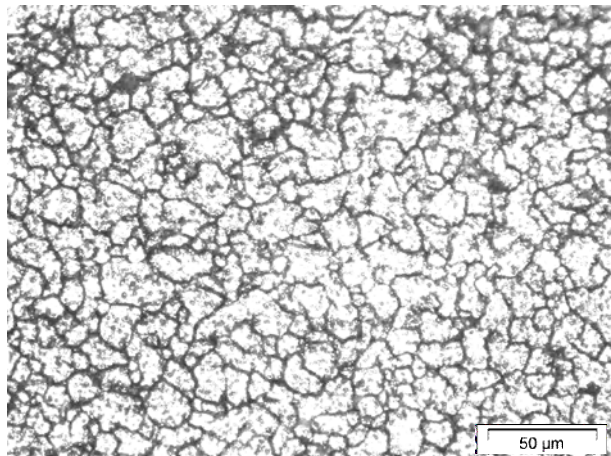


Figura 4.6 Amostra com **36%** de deformação (esp.: 1,37 mm). Tamanho de grão austenítico médio de **10,7 μm** conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.

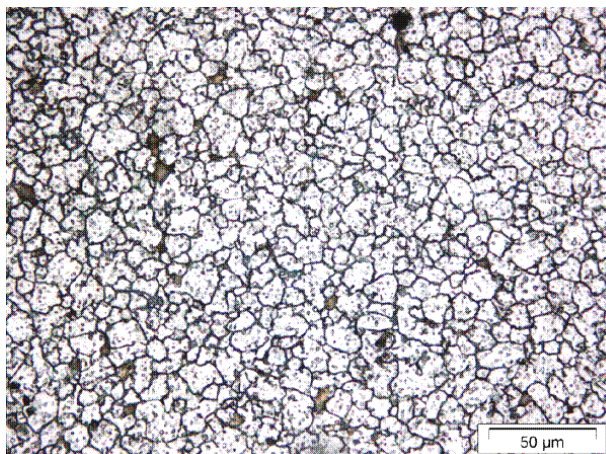


Figura 4.7 Amostra com **54%** de deformação (esp.: 1,24 mm). Tamanho de grão austenítico médio de **8,0 μm** conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.

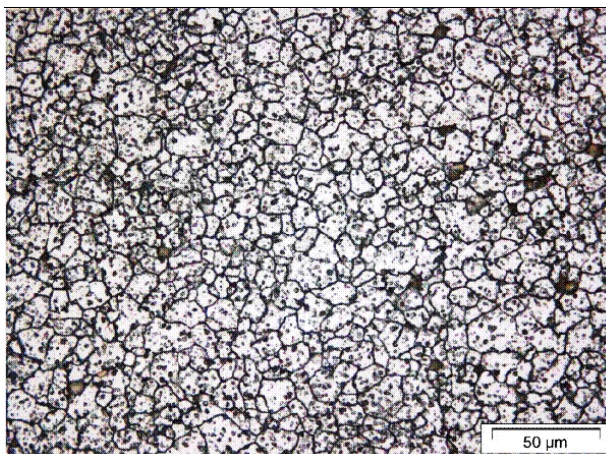


Figura 4.8 Amostra com **71%** de deformação (esp.: 1,14 mm). Tamanho de grão austenítico médio de **7,2 μm** conforme ASTM E112-2010 – método dos interceptos.

4.2.2 Teor de austenita retida

Também foi avaliada a variação da porcentagem de austenita retida na microestrutura temperada em função da deformação preliminar a frio. Mediante as análises de difração de raios-X, verificou-se um aumento no percentual de austenita retida a partir da primeira deformação, 36%. A fração de austenita residual se manteve estável para as deformações adicionais. A Figura 4.9 ilustra a variação da fração de austenita retida em função das deformações nas amostras do aço C80U Mod. Foi considerado um erro de detecção de $\pm 1\%$, referente ao equipamento utilizado e representado pelas barras de erro na figura a seguir.

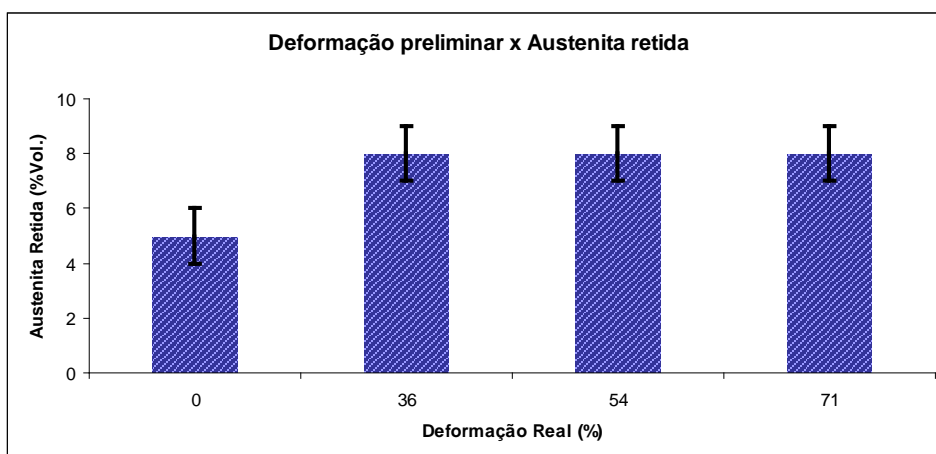


Figura 4.9 Diagrama relacionando a fração de austenita retida no aço *C80U Mod.* temperado em função da deformação preliminar a frio.

Ou aumento do volume de austenita retida a partir da deformação de 36% pode ser entendido como resultado do abaixamento das temperaturas de início e final da transformação martensítica, M_i e M_f , pois é esperado que o aumento do número de defeitos na estrutura cristalina favoreça a dissolução de carbono na austenita.

Analisando a primeira etapa de deformação, da condição conforme recebido para 36% de deformação real, observar-se que a variação positiva do tamanho médio dos grãos foi acompanhada de um aumento na quantidade de austenita retida, de 5% para 8%. Uma vez que a quantidade de austenita retida

está associada a um maior teor de carbono dissolvido, em solução sólida [35], pode-se inferir que no material temperado sem a deformação preliminar, tira de 1,63 mm de espessura, há uma maior quantidade de carbono na forma combinada. A maior dissolução de carbonetos obtido na amostra com 36% de deformação justifica o aumento inicial do tamanho de grão austenítico, uma vez que haverá menos sítios de ancoragem para restrição ao crescimento de grão. Ou seja, a partir de um dado momento durante o processo de austenitização do material com 36% de deformação, a taxa de crescimento C teve um efeito mais predominante do que a taxa de nucleação N .

Para as amostras com deformações mais severas, 54% e 71%, o refino de grão é resultante de uma maior densidade de defeitos e sítios para nucleação de grãos austeníticos, e conseqüentemente, de uma maior predominância da taxa de nucleação N em relação à taxa de crescimento C , até o momento da têmpera.

4.2.3 Dureza

A Tabela 4.2 apresenta os resultados de dureza e os valores médios obtidos em amostras apenas temperadas e em amostras temperadas e revenidas.

A Figura 4.10 mostra o comportamento dos resultados de dureza em função do grau de deformação preliminar a frio, para a condição temperada e condição temperada e revenida.

Analisando os resultados, observa-se que as amostras sem deformação a frio anterior ao tratamento térmico, provenientes da tira de 1,63 mm de espessura, apresentaram maiores valores de dureza, entre 20 a 30 pontos a mais na escala Vickers, em relação aos resultados observados nas amostras com deformação preliminar a frio. Estes valores mostram-se coerentes quando correlacionados com as quantidades de austenita residual verificadas para os diferentes graus de deformação. As amostras que sofreram redução de espessura antes do tratamento térmico apresentaram 8% de austenita residual, enquanto que a amostra de 1,63 mm de espessura, sem deformação

preliminar, apresentou 5% de austenita retida. Como sabido, a fase austenítica apresenta dureza relativamente baixa e a presença em maior proporção desta fase no aço temperado contribui para o abaixamento da dureza do material.

As barras de erros apresentada na Figura 4.10 corresponde aos valores máximos e mínimos medidos.

Tabela 4.2 Resultados de dureza após tratamento térmico de têmpera e após revenimento.

Espessura	1,63	1,43	1,24	1,14
% deformada	0	36	54	71
Temperado				
	849	825	816	806
	844	811	811	820
Dureza HV1	859	826	827	823
	854	824	816	815
média	851	820	816	815
Temperado e revenido				
	780	763	763	760
	777	768	758	755
Dureza HV1	785	759	760	748
	779	762	769	758
média	781	763	762	754

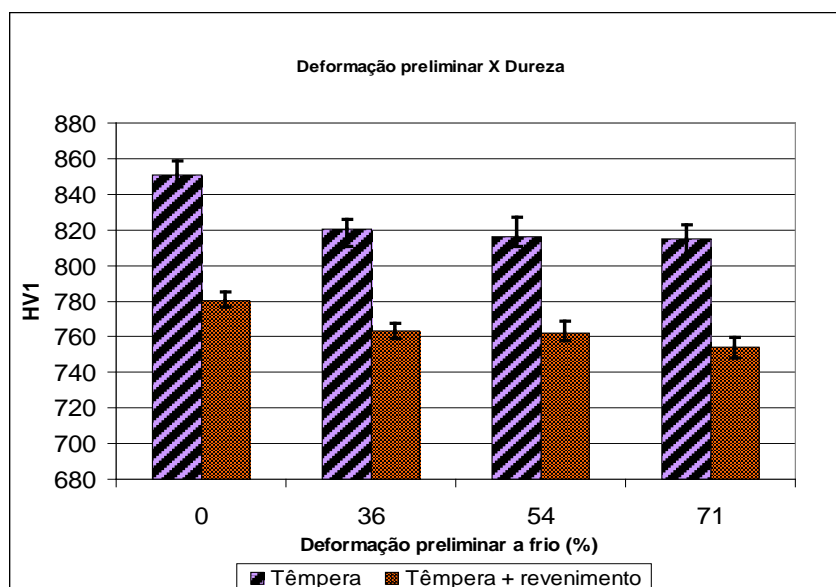


Figura 4.10 Resultados de dureza nas amostras temperadas e revenidas

5 CONCLUSÕES

Foram feitas caracterizações do aço C80U Modificado em tiras relaminadas, conforme condição de recebimento para o processo de estampagem e em amostras após tratamento térmico de têmpera e revenimento, em condições e parâmetros comuns aos utilizados na indústria de produção de rolamentos automotivos. Variando-se o grau de deformação preliminar a frio e mantendo-se o mesmo ciclo de tratamento térmico foi avaliada a influência do processo de conformação na microestrutura final do aço, em condições equivalentes à do produto acabado.

Os resultados das análises, considerando os parâmetros de processo utilizados nesse estudo, permitem as seguintes conclusões:

- A microestrutura de carbonetos esferoidizados e propriedades metalúrgicas, resultantes de um processo adequado de relaminação e recozimento, permitem ao aço C80U Modificado a conformação de componentes onde é exigido deformações em estiramento e repuxo profundo.
- A CLC mostrou a importância de se considerar o caminho de deformação aplicado no processo de estampagem, que é determinado pelas condições da ferramenta e sequência dos estágios envolvidos. Deve-se evitar nos primeiros estágios de conformação a deformação planar ($\epsilon_2 = 0$).
- O tratamento térmico empregado proporcionou ao aço C80U Modificado uma transformação martensítica homogênea ao longo das espessuras avaliadas, com características metalúrgicas comuns a outros aços rolamento alto carbono.
- O aço C80U Modificado, temperado e revenido, em condições adequadas de tratamento térmico, apresenta relativamente baixa quantidade de austenita retida, o que é particularmente importante para aplicações onde se deseja uma boa estabilidade dimensional.

- Deformações a frio no aço C80U Modificado, previamente ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, têm influência na microestrutura final do produto.
- As deformações preliminares a frio no aço C80U Modificado favorecem o aumento da quantidade de austenita residual após a têmpera, contudo este aumento não é linear, mantendo-se estável acima de uma deformação mínima.
- As deformações preliminares a frio no aço C80U Modificado tem influência no tamanho de grão austenítico, formado durante austenitização no processo de têmpera. Dependendo do grau de deformação preliminar a frio, é possível obter um refino de grão austenítico na microestrutura final do produto.
- Por outro lado, pequenas deformações iniciais podem favorecer o crescimento do grão austenítico durante tratamento térmico de têmpera.
- Um nível mínimo de deformação preliminar a frio é necessário para que se consiga um refino de grão austenítico durante tratamento térmico de têmpera.
- As deformações que o material sofre durante processo produtivo mesmo antes dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento devem ser consideradas durante o desenvolvimento de um projeto, visando o melhor desempenho do produto.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Os estudos feitos neste trabalho sobre a influência da deformação preliminar a frio na microestrutura após tratamento térmico de têmpera e revenimento utilizaram um único ciclo térmico, variando-se os níveis de deformações plásticas aplicadas ao aço. Nesta linha de pesquisa, sugere-se também o estudo com ciclos térmicos alternativos, considerando-se também a taxa de aquecimento. Tratamentos térmicos por indução, que inerentemente ocorrem com alta taxa de aquecimento, também são largamente empregados em processos produtivos de rolamentos, componentes automotivos e em diversas aplicações. Assim, recomenda-se uma investigação metalúrgica mais aprofundada da taxa de nucleação em função da velocidade de aquecimento, avaliando a influência na microestrutura final em amostras com deformações prévias a frio.

Tão importante quanto ao aço utilizado, caracterizado por sua composição química, é a condição da microestrutura de partida, que também exerce influência nos resultados finais após têmpera e revenimento. Recomenda-se portanto, um estudo similar ao apresentado aqui em diferentes qualidades e condições microestruturais do aço.

Também fica como proposta a continuidade deste trabalho estendendo-se os efeitos das deformações preliminares a resultados de ensaios mecânicos, cujas propriedades são influenciadas pelo tamanho de grão austenítico do aço temperado, como ensaios de resistência mecânica, resistência ao impacto e tenacidade à fratura.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] **PROPERTIES AND SELECTION: IRONS STEELS AND HIGH PERFORMANCE ALLOYS**. ASM International, 2004, Volume 1.

[2] WILLIAMS, G.T. **Selection of carburizing steel, case depth and heat treatment**. Ohio: ASM, 1948. 681p.

[3] STICKELS, C. A. Plastic deformation of quenched and tempered 52100 bearing steel in compression. **Metallurgical Transactions A**, V.8, p. 63–70 1977.

[4] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 683-17**: Heat-treated steels, alloy steels and free-cutting steels: Ball and roller bearing steels, Berlin, 2000.

[5] CUMINO, R. S. **Estudo comparativo das características mecânicas e microestruturais do aço rolamento DIN 100Cr6 obtidas a partir de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento e de austêmpera**. 2005. 103 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - EPUSP, São Paulo, 2005.

[6] STICKELS, C. A. Carbide refining heat treatments for 52100 bearing steel. **Metallurgical Transactions A**, V.5, p. 865 – 874, 1974.

[7] BESWICK, J. Effect of prior cold work on martensite transformation in SAE 52100. **Metallurgical Transactions**, 15A, p. 299 – 306, 1984.

[8] BÖHMER, H. J. Rolling contact fatigue. **FAG Kugelfischer Georg Schafer KGaA**, Schweinfurt, Publication No. WL40205EA, p. 37–45, 1993

[9] BAUDRY, G. et al. Use of rotary continuous cast steel for production of tubes for bearing applications. In: Hoo, J. J. C. **Creative use of bearing steels**. Philadelphia: ASTM, 1993. p. 299-307

[10] NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**, R. de Janeiro: UFRJ, 1994, 568 p.

[11] SILVA, W. G. **Avaliação de propriedades mecânicas de um aço baixa liga alto carbono a partir da correlação entre ensaios mecânicos e metalúrgicos**. 2005. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - EPUSP, São Paulo, 2005.

[12] HERNANDEZ Jr. P. C. et al. Desenvolvimento de metodologia para avaliação de aços esferoidizados. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, São Paulo, V.6, n.3, p.158-169, 2010

[13] PORTER, D. A.; EAETERLING, K. E. **Phase transformations in metals and alloys**. 2. ed. Cheltenham: CRC Press, 1992. 514 p.

[14] TSCHIPTSCHIN, A. P.; GOLDENSTEIN, H.; SINATORA, A. **Metalografia dos aços**. São Paulo: ABM, 1988, 223 p.

[15] SILVA, A. L. C. **Aços e ligas especiais**. 2. Ed. São Paulo: Blücher, 2006. 646 p.

[16] SANDIN, H. R. Z. Heterogeneidades de deformação: uma visão microscópica. IN: TSCHIPTSCHIN, A. P et. al. (Ed.). **Textura e relações de orientação**. São Paulo: IPEN, 2003. p. 19-34.

[17] FERREIRA FILHO, A. **Relações entre textura cristalográfica e estampabilidade em cinco aços ferríticos**. 2005. 231 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - EPUSP, São Paulo, 2005.

[18] VIANA, C. S. C.; PAULA A. S. Textura de deformação. IN: TSCHIPTSCHIN, A. P et. al. (Ed.). **Textura e relações de orientação**. São Paulo: IPEN, 2003. p.35-54.

[19] PLAUT, R. L. Estampabilidade de chapas: ensaios e aplicações. IN: TSCHIPTSCHIN, A. P et. al. (Ed.). **Textura e relações de orientação**. São Paulo: IPEN, 2003. p.265-308.

[20] LOPES, A. S. **Aspectos da melhoria da estampabilidade de chapas de aço baixo teor de carbono**. 2006. 107 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - EPUSP, São Paulo, 2006.

[21] KEELER, S.P. Determination of forming limits in automotive stampings. **Sheet Metal Industries**, v. 45, p. 683-691, 1991.

[22] GRONOSTAJSKI, J.; DOLNY, A. Determination of forming limit curves by means of Marciniak punch. **Memories Scientifiques Revue Metallurgie**, p.570-578, 1980.

[23] CHAKRABORTY, P.P. Microstructural refinement of bainite and martensite for enhanced strength and toughness in high-carbon low-alloy steel. **Metallurgical and Material Transactions**, 41A, p. 2871-2879, 2010.

[24] BROOKS, C. R. **Principles of the austenitization of steels**. London: Elsevier Applied Science, 1992. 217 p.

[25] PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3. ed. São Paulo: ABM, 2005. 232 p.

[26] SPEICH, G. R.; SZIRMAE, A. Formation of austenite from ferrite and ferrite-carbide aggregates. **Transactions TMS-AIME**, v. 245, p.1063-1074, 1969.

[27] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **SEP 1520**: Microscopic examination of carbide structure in steel by means of diagram series, Dusseldorf, 1998.

[28] ASTM INTERNATIONAL. **E92-82**: Standard test method for vickers hardness of metallic materials, 2003.

[29] ASTM INTERNATIONAL. **E8/E8M-11**: Standard test method for tension testing of metallic materials, 2011.

[30] ASTM INTERNATIONAL. **E517-00**: Standard test method for plastic strain ratio r for sheet metal, 2010.

[31] LAUKONIS, J.V.; GOSH, A. Effects of strain path changes on the formability of sheet metals. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, vol. 9A, 1978. p.1849-1856.

[32] ASTM INTERNATIONAL **E407-07**: Standard practice for microetching Metals and Alloys, 2010.

[33] ASTM INTERNATIONAL. **E112-96**: Standard test method for determining average grain size, 2004.

[34] ASTM INTERNATIONAL. **E975-03**: Standard practice for X-Ray determination of retained austenite in steel with near random crystallography orientation, 2008.

[35] KRAUSS, G. **Steel: processing, structure and performance.** ASM International, 2005, 291 p.

APÊNDICE A

Teoria da nucleação e crescimento [13, 14]

As transformações de fase nos materiais metálicos ocorrem quando as condições termodinâmicas e cinéticas apresentam-se favoráveis ao estabelecimento de uma nova fase, resultando num abaixamento da energia livres de Gibbs, G . Entretanto, essas transformações não ocorrem instantaneamente, e dependem de uma cinética que envolve mecanismos difusionais e a energia de superfície das fases e partículas presentes. Estas transformações se dão por um processo de nucleação de partículas microscópicas estáveis da nova fase e posteriormente do crescimento dessas partículas.

Tomando-se como exemplo uma transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, a energia livre inicial antes da deformação pode ser escrita como:

$$G_i = g_v^\gamma V^\gamma \quad (2.4)$$

onde, g_v^γ é a energia livre por volume da fase γ e V^γ é o volume de γ .

Considerando que um volume esférico V^α da fase alfa α se forma na fase γ , a energia livre do sistema é alterada pela diferença entre as energias livres correspondentes aos volumes destas duas fases e também pela criação de uma interface de área A_s com uma energia por unidade de área de E_s .

Assim, a energia livre do sistema é dada por:

$$G_f = g_v^\gamma (V^\gamma - V^\alpha) + g_v^\alpha V^\alpha + A_s \cdot E_s \quad (2.5)$$

ou

$$\Delta G = \Delta g_v V^\alpha + A_s \cdot E_s \quad (2.6)$$

onde, Δg_v é a variação de energia livre correspondente ao volume da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ a uma dada temperatura.

Considerando que a uma partícula transformada tem inicialmente um formato esférico, a área superficial desta partícula seria de $4\pi r^2$ e o seu volume, $(4/3)\pi r^3$. Assim, a equação (2.6) é alterada para:

$$\Delta G = (4/3)\pi r^3 \Delta g_v + 4\pi r^2 \cdot E_s \quad (2.7)$$

Esta equação mostra que a variação da energia livre dentro do sistema é dependente do raio da partícula de fase α que se forma na fase γ . De maneira esquemática esta relação pode ser analisada graficamente conforme Figura A.1.

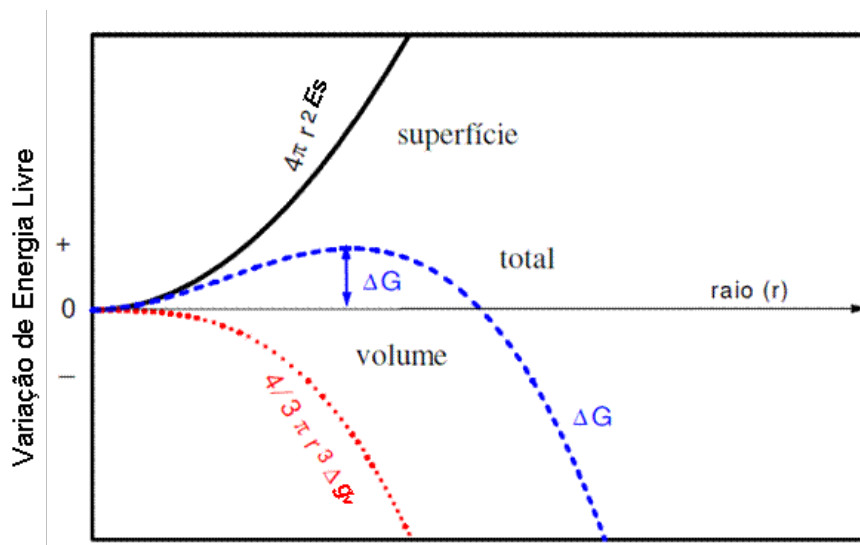


Figura A.1: Ilustração esquemática da dependência da variação da energia livre com o raio da partícula esférica α que se forma na fase γ . [13]

Observa-se pela ilustração acima que, com o aumento do raio da partícula esférica da nova fase que se forma, aumenta também a variação da energia livre do sistema, passando por um ponto de máximo, a partir do qual a energia livre total começa a decair.

A teoria da nucleação considera que uma partícula que se forma é estável se esta atinge um tamanho crítico (raio crítico r_c) passando por um máximo positivo de variação de energia livre. Portanto, se um agrupamento de átomos que forma uma nova fase é o suficiente para atingir o tamanho de raio crítico, então existe uma grande probabilidade de ocorrer a nucleação e crescimento desta partícula.

Derivando a equação (2.7) para um raio crítico r_c , obtêm-se a expressão:

$$r_c = -2E_s/\Delta g_v \quad (2.8)$$

E a variação de energia livre crítica pode ser calculada conforme segue:

$$\Delta G_c = (16/3)\pi(E_s^3/(\Delta g_v)^2) \quad (2.9)$$

Em termos de entalpia a variação da energia livre é dada por:

$$\Delta g_v = \Delta h_v - T\Delta s_v \quad (2.10)$$

onde, Δh_v é a variação de entalpia e Δs_v a variação de entropia.

Na temperatura de equilíbrio T_0 a energia livre das fases α e γ são iguais, ($\Delta g_v = 0$), portanto:

$$\Delta s_v = \Delta h_v/ T_0 \quad (2.11)$$

Assumindo que a entalpia de transformação é independente da temperatura, então:

$$\Delta g_v = \Delta h_v (1 - (T/T_0)) \quad (2.12)$$

Substituindo na equação (2.9), tem-se:

$$r_c = -(2E_s T_0 / (\Delta h_v)(T_0 - T)) \quad (2.13)$$

A equação (2.13) mostra que o raio crítico, correspondente a uma energia livre crítica, decresce com a temperatura. Isto significa que a nucleação é favorecida quanto maior for o super-resfriamento abaixo de T_0 . Entretanto deve ser considerada a cinética de movimentação atômica, uma vez que a redução da temperatura também diminui o coeficiente de difusão.

É assumido que a taxa de crescimento de um núcleo é proporcional à expressão de Arrhenius, $\exp(-\Delta G_b/RT)$, onde ΔG_b corresponde à barreira de energia livre que um átomo da interface $\gamma-\alpha$ precisa vencer para sair de uma configuração γ para uma configuração α . A frequência de vibração ν , a probabilidade P_1 de um átomo vibrar através da interface, e a probabilidade P_2 deste átomo permanecer na configuração da fase α , também irão influenciar no crescimento deste núcleo. Assim, o número de átomos que aderem à interface em crescimento em um dado intervalo de tempo pode ser dado pela seguinte expressão:

$$dn/dt = \nu P_1 P_2 \exp(-\Delta G_b/RT) \quad (2.14)$$

Esta equação corresponde à apenas um núcleo. O número total de núcleos estáveis é dado pela seguinte expressão:

$$n = N_T \exp(\Delta G_c/RT) \quad (2.15)$$

onde N_T é o número total de átomos.

A taxa de nucleação N corresponde ao produto das equações (2.14) e (2.15),

$$N = vP_1P_2 \exp(-\Delta G_b/RT) \exp(\Delta G_c/RT) \quad (2.16)$$

Assumindo que apenas ΔG_c é dependente da temperatura,

$$N = K \exp(\Delta G_c/RT) \exp(-\Delta G_b/RT) \quad (2.17)$$

onde K é uma constante.

A relação entre temperatura e taxa de nucleação dada pela equação acima para a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ pode ser representada esquematicamente conforme mostra a Figura A.2.

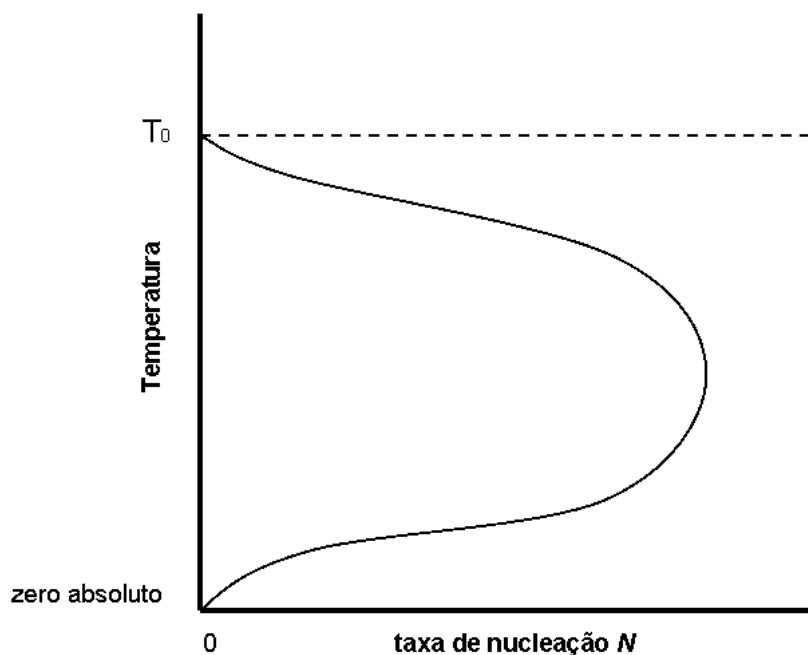


Figura A.2: Ilustração esquemática da dependência da taxa de nucleação com a temperatura para a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. [24]

A explicação teórica para nucleação descrita até aqui, corresponde a uma *nucleação homogênea*, o que seria o caso, por exemplo, da solidificação de um metal puro, sem contato com um substrato, entretanto na maioria dos

casos de transformações de fase, a nucleação ocorre na interface entre da fase inicial com a superfície de outra fase, ou substrato, e esta é denominada como *nucleação heterogênea*. O modelamento para a nucleação heterogênea, que considera não mais uma partícula esférica, mas sim uma aproximação a uma calota esférica nucleada em um substrato, é um pouco mais complexo do que a descrita acima, entretanto vale o mesmo comportamento da dependência entre a temperatura e a taxa de nucleação.

Em transformações no estado sólido, algumas particularidades também devem ser consideradas, como o fato da difusão ser bem mais difícil que comparada ao estado líquido, o que faz com que a nucleação e crescimento ocorram mais lentamente. As variações de volume que podem ocorrer nas transformações de fase geram tensões internas que aumentam a energia local, somando-se as energias de superfície, exigindo raios críticos maiores e retardando então a nucleação. Regiões com alta densidade de discordâncias contribuem com parte da energia de ativação, aumentando a tendência de ocorrer nucleação heterogênea.

O crescimento de embriões formados, como o de uma partícula esférica da fase α na fase γ , envolve movimentações atômicas na interface dessas fases de maneira aumentar o número de átomos com a configuração cristalina da fase α . Assim, a taxa de crescimento C é proporcional ao termo exponencial correspondente à movimentação na interface, $\exp(-\Delta G_b/RT)$.

A força motriz para o crescimento de um embrião é o abaixamento da energia livre conforme ocorre o crescimento da fase α . Portanto, a taxa de crescimento C é também proporcional a esta variação de energia livre. Desta maneira, a equação que define a taxa de crescimento pode ser modelada como:

$$C = K(\Delta g_v)(\exp(-\Delta G_b/RT)) \quad (2.18)$$

onde K é uma constante e Δg_v é dado pela equação (2.12).

A força motriz para a taxa de crescimento aumenta com o abaixamento da temperatura a partir da temperatura de equilíbrio T_0 e, portanto, a taxa de crescimento aumenta. Entretanto, a barreira de energia necessária para a difusão atômica a baixas temperaturas torna-se maior e predominante, o que leva a conclusão que a taxa de crescimento G , passa por um valor de máximo.

Aplicando o mesmo raciocínio para a reação inversa, na austenitização do aço com o aumento da temperatura, $\alpha \rightarrow \gamma$, onde a fase γ é mais estável com o aumento da temperatura acima da temperatura de equilíbrio T_0 , observa-se que os dois termos da equação (15) aumentam com a elevação da temperatura, e conseqüentemente a taxa de crescimento C também aumenta.

A nucleação da austenita em uma fase perlítica ou na interface de carbonetos esferoidizados ocorre heterogeneamente e o aumento da taxa de crescimento com o aumento da temperatura ocorre de maneira exponencial, a partir de um determinado valor crítico.

A Figura A.3 a seguir ilustra esquematicamente a dependência da taxa de crescimento a partir de uma temperatura crítica T_c .

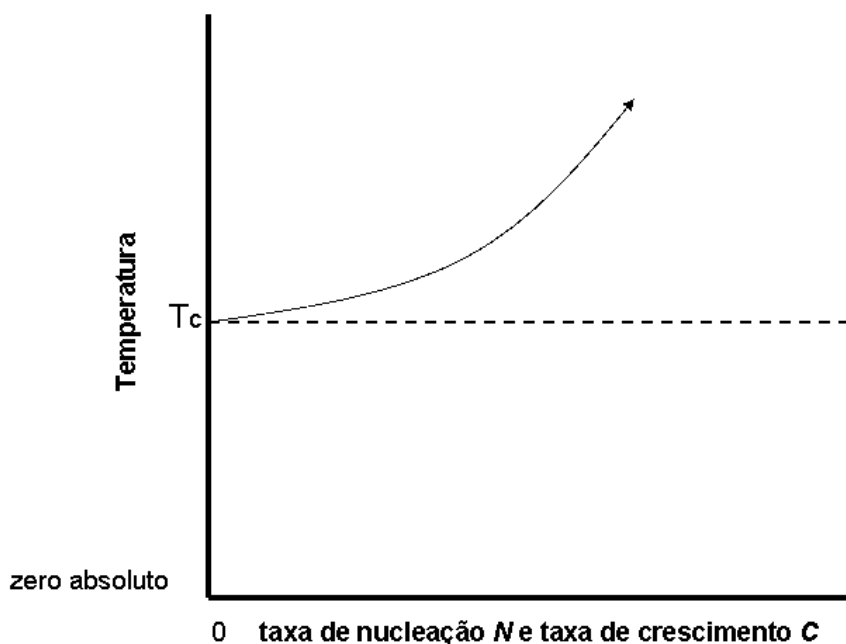


Figura A.3: Ilustração esquemática da dependência da taxa de nucleação e crescimento na formação da fase austenítica. [24]

APÊNDICE B

Cálculo para determinação da espessura das amostras

Nesta seção é demonstrado o cálculo para determinação das espessuras das amostras deformadas por laminação a frio.

As respectivas reduções foram calculadas partindo-se de uma espessura de 1,63 mm para que, ao final, atingissem as deformações reais equivalentes àquelas determinadas e escolhidas através da simulação numérica da deformação de uma peça exemplo, ($\varepsilon = 0,36; 0,54$ e $0,71$).

Considere a Figura B.1 a seguir, representando as dimensões das amostras de tiras antes e após a laminação:

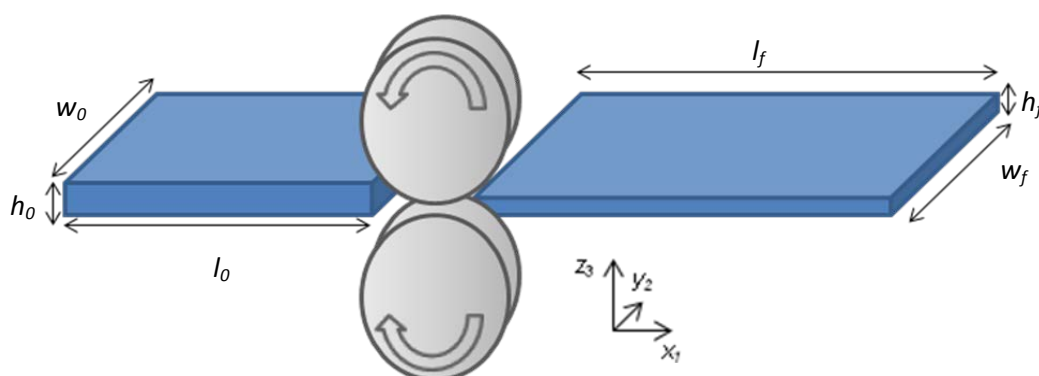


Figura B.1: Representação esquemática de laminação das amostras

As deformações principais ε_1 , ε_2 e ε_3 são dadas por:

$$\varepsilon_1 = \ln (l_f/l_0) \quad (\text{B.1})$$

$$\varepsilon_2 = \ln (w_f/w_0) \quad (\text{B.2})$$

$$\varepsilon_3 = - \ln (h_f/h_0) = \ln (h_0/h_f) \quad (\text{B.3})$$

Considerando a conservação de volume da amostra antes e após laminação e a deformação na largura como desprezível, tem-se que:

$$l_f \times h_f = l_0 \times h_0 \quad (\text{B.4})$$

ou

$$h_0/h_f = h_f/l_0 \quad (\text{B.5})$$

$$\ln (h_0/h_f) = \ln (h_f/l_0) \quad (\text{B.6})$$

portanto,

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_1 \quad (\text{B.7})$$

Se $\varepsilon_2 = 0$ e a deformação total

$$\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \quad (\text{B.8})$$

então,

$$\varepsilon_3 = \varepsilon/2 \quad (\text{B.9})$$

Substituindo B.3 em B.9, tem-se a seguinte expressão para a espessura objetivada da tira laminada, h_f .

$$\ln (h_0/h_f) = \varepsilon/2 \quad (\text{B.10})$$

$$\ln h_0 - \ln h_f = \varepsilon/2 \quad (\text{B.11})$$

$$\ln h_f = \ln h_0 - \varepsilon/2 \quad (\text{B.12})$$

$$h_f = \exp (\ln h_0 - \varepsilon/2)$$

(B.13)

Resolvendo a equação B.13 para a espessura inicial de 1,63 mm e para as deformações totais de 0, 36%, 54% e 71%, têm-se as seguintes espessuras h_f , conforme Tabela B.1

Tabela B.1 Resultado dos cálculos das espessuras das amostras

Deformação total (ε)	Espessura inicial em mm (h_0)	Espessura da amostra em mm (h_f)
0	1,63	1,63
0,36	1,63	1,36
0,54	1,63	1,24
0,71	1,63	1,14