

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

**ESTUDO DA TENSÃO MÉDIA DE ESCOAMENTO
DE AÇOS LAMINADOS EM TIRAS A QUENTE**

Autor: Altair Lúcio de Souza

Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Março 2010

**ESTUDO DA TENSÃO MÉDIA DE ESCOAMENTO
DE AÇOS LAMINADOS EM TIRAS A QUENTE**

Altair Lúcio de Souza

**Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação
em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de
Minas Gerais.**

Área de concentração: Metalurgia da Transformação
Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2010

À minha amada esposa Mônica, aos
meus filhos Lucas e Kauã e meus
queridos pai Altivo e irmão Ademir.

AGRADECIMENTOS:

O autor agradece em primeiro lugar a Deus, sem Ele nada é possível.

À USIMINAS, pela oportunidade oferecida de realizar esse trabalho.

A todos os amigos da USIMINAS que contribuíram de forma direta e indireta para realização deste trabalho.

Sumário

RESUMO	9
ABSTRACT	10
1 INTRODUÇÃO	11
2 OBJETIVO	12
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1 Laminação de Tiras a Quente	13
3.2 Fundamentos Metalúrgicos da Deformação a Quente.....	14
3.2.1 Encruamento.....	15
3.2.2 Recuperação Dinâmica.....	15
3.2.3 Recristalização Dinâmica	16
3.2.4 Recuperação Estática	18
3.2.5 Recristalização Estática	19
3.2.6 Recristalização Metadinâmica.....	20
3.2.7 Precipitação	20
3.3 Deformação acumulada - ϵ_a	21
3.4 Interrelação entre Encruamento, Recuperação e Recristalização	21
3.5 Amaciamento no Intervalo Entre Passes.....	22
3.6 Fatores que Afetam a Redução Crítica de Recristalização.....	23
3.7 Efeito da Temperatura e Elementos de Liga	24
3.8 Efeito da Quantidade de Deformação	25
3.9 Tamanho de Grão da Austenita Completamente Recristalizada após Deformação	26
3.10 Curva Tensão Média de Escoamento em Função da Temperatura	27
3.11 Cálculo da Carga de Laminação.....	29
3.12 Determinação da Espessura de Saída do Material no Passe	30
3.13 Cálculo da Tensão Média de Escoamento.....	31

3.13.1	Equação de Shida.....	32
3.13.2	Equação de Misaka.....	34
3.13.3	Equação de Sims.....	35
4	METODOLOGIA	36
4.1	Avaliação da TME nos passes de laminação	36
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
5.1	Valores de TME obtidos através dos modelos de Sims, Misaka e Shida.....	38
5.1.1	Resultados do grupo 1 – Aços C-Mn.....	38
5.1.2	Resultados do grupo 2 – Aços IF	41
5.1.3	Resultados do grupo 3 – Aços HSLA microligados ao Nb	44
5.1.4	Resultados do grupo 4 – Aços UBC ao Si.....	47
6	CONCLUSÕES	51
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	52

Lista de Figuras

Figura 3.1 - Fluxo de produção na Linha de Laminação a Quente	13
Figura 3.2 - Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recupera dinamicamente.....	15
Figura 3.3 - Representação esquemática da curva de escoamento plástico de materiais que se recristalizam dinamicamente.	16
Figura 3.4 - Representação esquemática dos estágios de encruamento em altas temperaturas em um diagrama taxa de encruamento versus tensão aplicada	17
Figura 3.5 - Representação esquemática da contribuição relativa dos dois processos dinâmicos de amolecimento, associados ao trabalho a quente.....	22
Figura 3.6 - Representação da relação entre os três mecanismos de amaciamento estáticos com a deformação de um material que recristaliza dinamicamente	23
Figura 3.7 - Efeito da temperatura de deformação e do tamanho de grão sobre a quantidade crítica de redução necessária para a completa recristalização no aço carbono e ao nióbio	24
Figura 3.8 - Aumento na temperatura de recristalização com o aumento de elementos de liga no aço com 0,007%C; 1,40%Mn; 0,25%Si.....	25
Figura 3.9 - Efeito da quantidade de redução e temperatura de laminação sobre o comportamento da restauração.....	26
Figura 3.10 - Efeito da redução total sobre o tamanho de grão da austenita no aço nióbio a qual foi pré-aquecido para 1280°C ou 1150°C e subsequente laminado em multipasses.....	27
Figura 3.11 - A evolução da TME em função do inverso da temperatura absoluta	28

Figura 3.12 - A evolução da carga de laminação ao longo do arco de contato.	29
Figura 3.13 - Representação da distensão elástica da cadeira de laminação com a passagem do material.....	31
Figura 3.14 - A evolução da TME em função da temperatura para diferentes teores de carbono utilizando a equação de Shida considerando $\epsilon = 0.50$ e $\dot{\epsilon} = 12 \text{ s}^{-1}$	33
Figura 3.15 - A evolução da TME em função da temperatura para diferentes teores de carbono utilizando a equação de Misaka considerando $\epsilon = 0.50$ e $\dot{\epsilon} = 12 \text{ s}^{-1}$	35
Figura 5.1 - Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 1 obtidos pelos métodos de Sims para cada passe de laminação	40
Figura 5.2 - Comparação entre os valores de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C.....	41
Figura 5.3 - Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 2 obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para cada passe de laminação.	42
Figura 5.4 - Comparação entre os valores de TME obtidos pelo método de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C..	43
Figura 5.5 - Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 3 obtidos pelos métodos de Sims para cada passe de laminação	45
Figura 5.6 - Comparação entre os valores de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C.....	46
Figura 5.7 - Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 4 obtidos pelos métodos de Sims para cada passe de laminação	48
Figura 5.8 - Comparação entre os valores de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C.....	49

Lista de Tabelas

Tabela IV.1 – Faixa de composição química dos aços a serem estudados.	36
Tabela IV.2 - Planilha de cálculo.	37
Tabela V.1 – Composição química dos subgrupos (grupo 1).	38
Tabela V.2 – Resultados obtidos de TME pelos métodos de Sims, Misaka e Shida (grupo 1)	38
Tabela V.3 - Composição química dos subgrupos (grupo 2)	41
Tabela V.4 - Resultados obtidos de TME pelo método de Sims, Misaka e Shida (grupo 2).	41
Tabela V.5 - Composição química dos subgrupos (grupo 3)	44
Tabela V.6 - Resultados obtidos de TME pelo método de Sims, Misaka e Shida (grupo 3).	44
Tabela V.7 - Composição química dos subgrupos (grupo 4)	47
Tabela V.8 - Resultados obtidos de TME pelo método de Sims, Misaka e Shida (grupo 4).	47

Lista de Notações

TME - Tensão média de escoamento

ARBL - Alta resistência e baixa liga

UBC - Ultra baixo carbono

IF - *Interstitial Free*

θ - Taxa de encruamento

P - Força de separação do cilindro, Carga de laminação

ϵ_p - Deformação relativa ao limite de resistência

ϵ_c - Deformação crítica

ϵ - Deformação efetiva

σ - Tensão de escoamento

R - Raio do cilindro de trabalho

R' - Raio do cilindro com deformação durante o trabalho

h1 e h2 - Espessura de entrada e saída do material, respectivamente

hn - espessura no ângulo neutro

Δh - Diferença entre h1 e h2, $\Delta h = h1 - h2$

W - Largura do material

r - Grau de redução, $r = (h1 - h2) / h1$

T - Temperatura do material

R - Constante dos gases ideais

d₀ - Tamanho inicial do grão de austenita

Z - Parâmetro Zener-Hollomon

R_i - Raio inicial do cilindro de trabalho

t - Tempo de aplicação da deformação em segundos

MS - Sedimento elástico da cadeira

σ_{ss} - Tensão de escoamento no regime estacionário

Q - Fator geométrico da equação de Sims

S - Distância entre os cilindros de trabalho, gap

Km - Módulo de Rigidez do laminador

$\dot{\epsilon}$ - Taxa de deformação do material

RESUMO

Foram avaliadas as resistências à deformação a quente nos passes de laminação de Tiras a Quente, Desbaste e Trem Acabador, de quatro grupos de aços (C-Mn; IF; ARBL microligados ao Nb e aço UBC com alto teor de Si e adição de Al) através do cálculo da tensão média de escoamento a partir de dados industriais obtidos nos laminadores da USIMINAS, utilizando-se os métodos de Sims, Misaka e Shida. Para a avaliação do efeito dos elementos de liga, os grupos foram divididos em três subgrupos com a alteração dos teores de elementos químicos chaves de cada grupo. Os resultados mostraram que no Desbaste, os aços laminados na região austenítica, que correspondem à maioria dos aços processados em Tiras a Quente e nesse trabalho estão representados pelos três primeiros grupos, os elementos de liga presentes não apresentaram interferência significativa na tensão média de escoamento e os métodos de Misaka e Shida conduziram a resultados muito próximos aos valores de referência do processo industrial. Para os aços laminados na região intercrítica nesta etapa, que é o caso do último grupo, os métodos de Shida e Misaka superestimaram os valores obtidos de tensão média de escoamento. No Trem Acabador, com a diminuição da temperatura e do tempo entre passes, aumento da taxa de deformação e formação de precipitados devido à presença de elementos de liga, os métodos estudados não conseguiram prever o comportamento da tensão média de escoamento nos passes de laminação indicando a necessidade de introdução de coeficientes para correção destes modelos quando aplicados no processo industrial.

Palavras-chave: Laminação de tiras a quente, Tensão média de escoamento; Modelo matemático

ABSTRACT

The deformation resistances during the hot strip mill process of four groups of steels (C-Mn; Interstitial Free; HSLA Nb-microalloyed and Ultra Low Carbon Si-alloying and addition of Al) were investigated through the calculation of the mean flow stress from industrial data obtained in the rolling mills of Usiminas, using the methods of *Sims*, *Misaka* and *Shida*. For evaluation of the effect of the chemical elements, the groups were divided in three subgroups with alteration of the level of chemical elements keys of each group. The results showed that for steels processed in the Roughing Mill in the austenitic phase (groups 1, 2 and 3), that correspond to most of the steels types processed in the hot strip mill, the microalloying elements had no significant interference in the mean flow stress and the methods of *Misaka* and *Shida* led to results very close to the reference values of the process. For steels processed in the intercritical phase in this stage (group 4), *Shida's* and *Misaka's* equations overestimated the values of the mean flow stress. In the Finishing Mill, with the decrease of the temperature and time between passes, the increase of deformation rate and precipitate formation due to presence of microalloying elements, the studied methods did not describe adequately the behavior of the mean flow stress in the rolling pass indicating the need for introduction of coefficients for correction when applied in the industrial process.

Key words: Hot strip mill, Mean flow stress; Mathematical modeling

1 INTRODUÇÃO

Em laminadores de tiras a quente, os aços podem apresentar várias modificações microestruturais que vão influir diretamente nas cargas de laminação. A não previsão de aumento ou queda nas cargas de laminação devido a essas modificações pode implicar em variações de coroas, formas e dimensões indesejáveis no produto^(1,2) ou alterações imprevistas no fluxo de massa, resultando em folgas e tensionamento excessivo da tira entre cadeiras, prejudicando a estabilidade operacional.

A tensão média de escoamento (TME) pode ser prevista utilizando-se as equações matemáticas como as desenvolvidas por Misaka ou Shida⁽¹⁾. Como estas equações foram estabelecidas para aços C-Mn, faz-se necessário introduzir termos multiplicadores relativos à influência dos diferentes elementos de liga, quando aplicadas ao processo industrial. Por outro lado, é possível obter a TME a partir de dados de processo, utilizando-se a equação de Sims e os valores como a força de laminação, as espessuras inicial e final e o raio do cilindro de trabalho^(1-7,13).

A análise de dados industriais representa uma alternativa muito útil que permite obter conclusões importantes para a otimização do processo de laminação. Esse método tem duas vantagens principais: a) exige baixos custos experimentais, que se resumem à coleta de dados; b) não exige fator de transposição ou aderência a partir de dados de ensaios mecânicos em laboratório^(4,6,13).

Esse estudo visou analisar o comportamento da TME nos passes de laminação para diferentes tipos de aços a partir de dados industriais, coletados dos laminadores da Usiminas, comparando a TME obtida por diferentes modelos (Sims, Misaka e Shida) e verificando os efeitos do acúmulo de deformação, do amaciamento dinâmica e elementos de liga na resistência à deformação a quente de aços C-Mn e microligados processados em tiras a quente.

2 OBJETIVO

Geral:

Analisar o comportamento da tensão média de escoamento (TME) nos passes de laminação para diferentes tipos de aço a partir de dados industriais.

Específico:

Comparar a TME obtida por diferentes modelos.

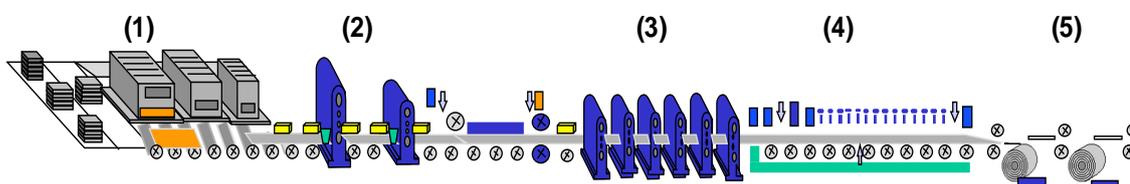
Verificar os efeitos acúmulo de deformação, amaciamento dinâmico e elementos de liga na resistência à deformação a quente.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Laminação de Tiras a Quente

No processo de laminação de tiras a quente convencional em uma siderúrgica, inicialmente os aços são reaquescidos até temperaturas elevadas, promovendo a austenitização da matriz, e em seguida submetidos à seqüência de deformações, que envolvem as etapas de desbaste e de acabamento, e posteriormente resfriados, definindo suas características mecânicas. Após ser laminado a quente, o material pode seguir para a expedição final ou para a laminação a frio para o atendimento de clientes de diversos segmentos, como exemplo, da chamada linha branca (eletrodomésticos), linha automotiva, construção civil e tubos de grande diâmetro.

A laminação de tiras a quente da Usiminas é constituída por: (i) três fornos de reaquescimento onde as placas (normalmente com 250 mm de espessura) são reaquescidas até aproximadamente 1250°C; (ii) dois laminadores desbastadores quádruplos-reversíveis onde ocorre a redução de espessura da placa para a faixa de espessura de 24 a 36 mm, formando chapas denominadas esboço; (iii) um conjunto de laminadores contínuos de acabamento, tipo tandem, com seis cadeiras (trem acabador) que reduzem o esboço a tiras a quente com espessuras de acabamento variando entre 1,8 a 16,0 mm; (iv) uma mesa de resfriamento com 20 bancos, sendo 13 bancos cortina d'água e 7 tubulares; (v) e duas bobinadeiras onde se formam as bobinas para serem enviadas para a laminação de tiras a frio ou preparadas para expedição final. A figura 3.1 apresenta o fluxo de produção de uma linha de tiras a quente.



- (1) Fornos de reaquescimento
- (2) Desbastadores
- (3) Trem acabador
- (4) Mesa de resfriamento
- (5) Bobinadeiras

Figura 3.1 - Fluxo de produção na Linha de Laminação a Quente.

3.2 Fundamentos Metalúrgicos da Deformação a Quente

Em laminadores de tiras a quente, os aços podem apresentar várias modificações microestruturais que vão influir diretamente nas cargas de laminação. Tais mudanças ocorrem em função da temperatura, deformação, taxa de deformação e intervalo de tempo entre passes⁽¹⁾. Estas variações são particularmente importantes na conformação mecânica a quente, uma vez que a microestrutura obtida afeta as propriedades finais dos materiais.

Os fenômenos metalúrgicos de recuperação e de recristalização são processos através dos quais um metal encruado pode ter a sua microestrutura, e assim, as suas propriedades mecânicas restauradas parcial ou totalmente, até um estágio semelhante ao apresentado antes do encruamento. Quando o amaciamento ocorre durante a deformação, os processos de restauração são chamados dinâmicos. Quando o amaciamento do material ocorre após a deformação ou nos intervalos entre deformações, os processos de restauração são chamados estáticos. Curvas de escoamento plástico, ou seja, curvas tensão equivalente em função da deformação equivalente, podem descrever os fenômenos metalúrgicos de amaciamento dinâmico e estático que atuam interagindo com o encruamento e também, quando existir, com a precipitação^(1,9). Portanto, deve-se procurar o entendimento destes fenômenos para obter-se o controle da conformação mecânica a quente.

Os fenômenos metalúrgicos que ocorrem em uma seqüência de deformações serão abordados nos tópicos de Encruamento, Recuperação Dinâmica e Recristalização Dinâmica, Recuperação Estática e Recristalização Estática e Recristalização Metadinâmica. Também será analisado o fenômeno de precipitação que ocorre no material em seqüência de deformações, ou seja, a precipitação induzida por deformação. O controle do processamento termomecânico dos aços será interpretado através da análise conjunta dos fenômenos metalúrgicos e de processamento a quente.

3.2.1 Encruamento

O encruamento é o aumento da resistência mecânica dos materiais durante a deformação plástica. Sob o ponto de vista subestrutural, o encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias e pelo tipo de arranjo no qual estes defeitos se apresentam. Durante a deformação plástica, podem estar presentes na rede cristalina, basicamente, duas classes de discordâncias: as móveis, através das quais se tem mudanças de forma ou acomodações nos cristais, e as imóveis, que se acumulam interagindo entre si de forma aleatória, aprisionando-se e formando subestruturas emaranhadas, células ou subgrãos^(1, 7-11).

3.2.2 Recuperação Dinâmica

Quando um material é deformado a quente ocorre a geração de defeitos cristalinos como discordâncias, lacunas e maclas. O aumento da resistência do material devido ao aumento da densidade das discordâncias é representado por seu encruamento. A Figura 3.2 é típica de um material que somente se recupera dinamicamente. Durante o encruamento as discordâncias tornam-se emaranhadas. A operação de mecanismos termicamente ativados, como a escalagem e o deslizamento cruzado, faz com que as discordâncias se reorganizem formando uma estrutura celular. A recuperação dinâmica envolve o rearranjo de discordâncias, que pode alcançar o equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e de aniquilação de discordâncias, com a formação de células e subgrãos. Este comportamento é típico de metais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) e alta energia de falha de empilhamento^(1, 7-11).

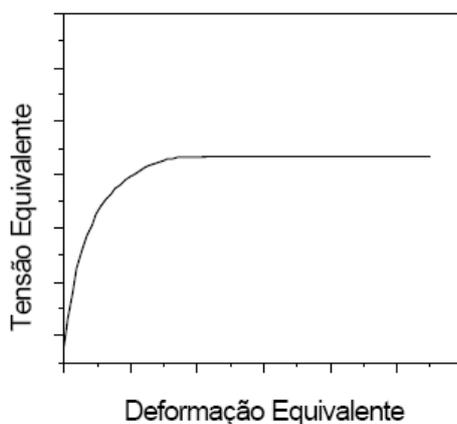


Figura 3.2 - Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recupera dinamicamente.

Quando o equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e de aniquilação é alcançado, chega-se ao estado estacionário, que é caracterizado por manter a tensão constante. No estado estacionário tem-se o rearranjo contínuo dos contornos de subgrãos com a aniquilação de subcontornos antigos e formação de novos, fazendo com que o tamanho médio dos subgrãos não varie com a deformação, sendo dependente da temperatura e da taxa de deformação⁽¹¹⁾.

3.2.3 Recristalização Dinâmica

Os materiais que se recristalizam dinamicamente tendem a formar arranjos planares de discordâncias com baixa mobilidade, sendo a taxa de aniquilação individual das discordâncias insuficiente para equilibrar a taxa de geração. A recristalização dinâmica ocorre em altas temperaturas e tem sido observada em materiais com estrutura cristalina CFC e com baixa ou moderada energia de falha de empilhamento⁽¹²⁾. A curva tensão versus deformação, característica de um material que se recristaliza dinamicamente, apresenta um pico de tensão, a qual, com o aumento da deformação, diminui para um valor intermediário entre a de início de escoamento plástico e a de pico, como mostra a Figura 3.3.

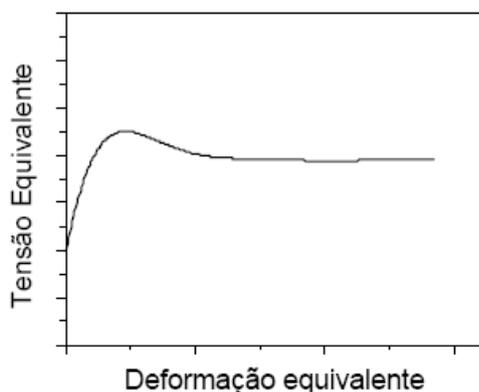


Figura 3.3 - Representação esquemática da curva de escoamento plástico de materiais que se recristalizam dinamicamente.

No estágio inicial de deformação, onde a tensão aumenta com a deformação, a subestrutura desenvolvida é pouco recuperada. As células possuem paredes bastante emaranhadas e são relativamente pequenas. Com o encruamento os grãos equiaxiais vão se alongando, a tensão passa por um máximo e antes de alcançar este pico aparecem os primeiros núcleos nos contornos de baixos e altos ângulos.

A deformação crítica pode ser determinada através das curvas $\theta \times \sigma$, onde θ é a taxa de encruamento definida pela equação 3.1. Com o auxílio dessas curvas pode-se analisar o endurecimento promovido pelo aumento da densidade de discordâncias, que indica o aumento da tensão com a deformação imposta

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (3.1)$$

Na região de recuperação dinâmica a curva consiste de dois segmentos distintos aproximadamente lineares, como pode ser observado na Figura 3.4. No primeiro, com uma grande inclinação, θ diminui linearmente com a tensão, sobre uma faixa significativa de tensão na curva tensão versus deformação, onde se inicia a formação de subgrãos. Na segunda parte, a curva $\theta \times \sigma$ muda de inclinação gradualmente, até atingir um segmento com inclinação menor. Finalmente, a curva se inclina na direção de $\theta = 0$ (em σ_p) cujo ponto de inflexão, chamada σ_c , indica que a recristalização dinâmica teve início e se torna operante. Quando se extrapola o segundo segmento, através de uma linha reta, até $\theta = 0$, pode-se determinar o valor da tensão de saturação, quando somente a recuperação dinâmica está ocorrendo (σ_{SS}^*)^(1,11-15).

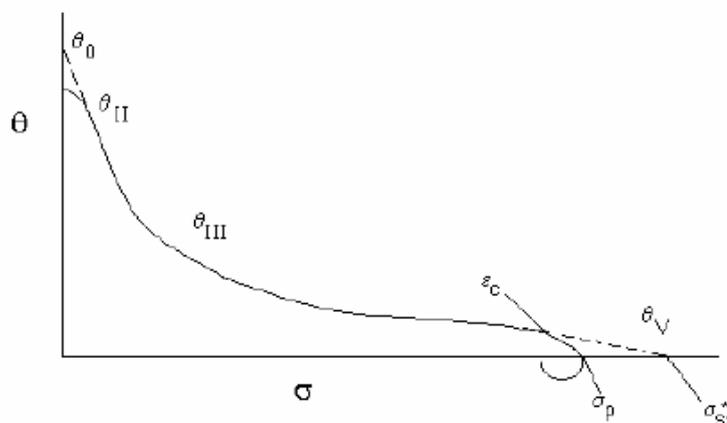


Figura 3.4 - Representação esquemática dos estágios de encruamento em altas temperaturas em um diagrama taxa de encruamento versus tensão aplicada⁽¹¹⁾.

A recristalização dinâmica inicia-se quando a deformação atinge um valor crítico (ε_c), que é menor que a da deformação de pico (ε_p). Esta diferença pode ser associada ao fato de que os primeiros núcleos restauram o material apenas localmente, enquanto o material como um todo continua a encruar. A expressão abaixo mostra esta relação, onde k é uma constante que depende do material, ou seja^(1, 11-15):

$$\varepsilon_c = k \cdot \varepsilon_p \quad (3.2)$$

Os efeitos da temperatura e da taxa de deformação são descritos simultaneamente utilizando o parâmetro de Zener-Hollomon (Z):

$$Z \cong \dot{\varepsilon} e^{\left(\frac{Q}{RT}\right)} \quad (3.3)$$

onde Q é a energia de ativação aparente para a deformação a quente e R é a constante universal dos gases. Os valores da deformação de pico dependem de Z. A deformação de pico está relacionada ao tamanho de grão inicial e Z pela seguinte expressão^(5, 11):

$$\varepsilon_p = A d_0^n Z^p \quad (3.4)$$

sendo que A, n e p constantes dependentes do material e d_0 é o tamanho de grão inicial.

3.2.4 Recuperação Estática

A recuperação estática, após deformação a quente, inicia-se imediatamente após a interrupção da deformação sem a necessidade de um tempo de incubação, uma vez que a aniquilação de discordâncias dá-se individualmente. Parte da energia que foi armazenada durante a deformação plástica é liberada pela aniquilação e rearranjo de discordâncias, sendo que em altas temperaturas a força motriz para este rearranjo é a diminuição da energia armazenada, causada pela poligonização. Este processo induz a formação de estruturas de células e de subgrãos.

A taxa de recuperação depende das características do material, tais como, a proporção de elementos de liga, a energia de falha de empilhamento e os parâmetros de processamento como a quantidade de deformação, taxa de deformação e a temperatura imposta. Temperaturas menores e taxas de deformações maiores implicam em maior quantidade de energia armazenada, e conseqüentemente maior força motriz para a recuperação^(1, 10, 11).

3.2.5 Recristalização Estática

Após o término da deformação tem-se a recuperação estática que restaura o material até certa proporção, sendo que o seu amaciamento ou restauração total só ocorre através da recristalização estática. Esse fenômeno elimina as discordâncias de forma coletiva, com a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação. Uma vez que a recristalização inicia-se pela nucleação de novos grãos, é necessário um tempo de incubação e uma quantidade de energia armazenada maior que um certo valor crítico, que é característico de cada material. Algumas características da recristalização estática podem ser descritas da seguinte maneira^(1, 11):

- a) existe a necessidade de um quantidade mínima de deformação (deformação crítica) antes que a recristalização estática possa ocorrer; em altas temperaturas é necessária uma menor quantidade de deformação para que a recristalização estática ocorra;
- b) o tamanho de grão final está intimamente relacionado à quantidade de deformação e com o tamanho de grão original.

3.2.5.1 Nucleação

A nucleação de novos grãos acontece preferencialmente onde a deformação local é maior, ou seja, nos contornos de alto e baixo ângulo, bandas de deformação e inclusões. O processo de nucleação é ativado termicamente e necessita de um tempo de incubação antes que os núcleos venham a ser detectados.

3.2.5.2 Crescimento

A partir do momento que o contorno de alto ângulo é formado, ele é capaz de se mover para dentro do material deformado. A taxa de migração de tais contornos é sensível à presença de impurezas, à estrutura dos grãos para a qual estão migrando, à relação de orientação entre o grão em crescimento e a matriz deformada. O efeito das impurezas é baseado no fato que impurezas dissolvidas retardam o movimento de contornos de grão pela atração entre os átomos de impureza e os contornos de grão. O movimento dos contornos de grão deve arrastar as impurezas com os contornos ou separá-los delas se a concentração destas é pequena o suficiente ou a força motriz ou a temperatura são altas o suficiente^(1, 11).

3.2.6 Recristalização Metadinâmica

Após o início da recristalização dinâmica durante a deformação, os núcleos dinamicamente recristalizados continuam a crescer depois que a deformação é interrompida. Este mecanismo é conhecido como sendo recristalização metadinâmica⁽¹⁾. Depois da recristalização dinâmica ter se iniciado, passam a agir três processos distintos que têm sido identificados como sendo a recuperação estática, a recristalização metadinâmica e a recristalização estática. Enquanto os núcleos da recristalização dinâmica estão crescendo por recristalização metadinâmica, o restante do material sofre recristalização e recuperação estática. Ao contrário da recristalização estática, a recristalização metadinâmica não necessita de um tempo de incubação; isto se deve ao fato de que ela faz uso dos núcleos formados pela recristalização dinâmica. Conseqüentemente, as microestruturas dos grãos recristalizados dinamicamente estão sujeitos a uma rápida mudança depois do descarregamento e isto resulta em um crescimento do tamanho de grão^(1, 11-15).

3.2.7 Precipitação

A recristalização pode ser retardada por precipitados através do ancoramento de contornos de grão e de subgrãos e também da subestrutura de discordâncias⁽¹⁾. Para que os contornos de grãos sejam ancorados, a distribuição dos precipitados deve satisfazer dois critérios:

- I. o tamanho de partícula e espaçamento entre elas devem ser menores que os valores críticos apropriados,
- II. uma fração volumétrica mínima de precipitados é necessária para manter o espaçamento abaixo do valor crítico.

Na prática, isto significa que uma fina dispersão de precipitados retarda a recristalização por ancoramento dos contornos de subgrãos e discordâncias e por restrição ao crescimento de grão. Os precipitados encontrados na austenita podem ser separados em três tipos: aqueles que não são dissolvidos durante o reaquecimento; precipitados formados dinamicamente durante a deformação; e precipitados induzidos por deformação, formados após a deformação. Precipitados não dissolvidos têm pouco efeito na recristalização. Entretanto, tanto os precipitados formados dinamicamente quanto aqueles induzidos por deformação podem ser responsáveis pelo retardamento da recristalização^(1, 4, 11).

3.3 Deformação acumulada - ϵ_a

Caso não ocorra a recristalização completa em um determinado passe (i), alguma deformação residual ϵ_a ficará retida e será transferida para o passe seguinte. A deformação residual em cada passe pode ser calculada pela equação:

$$\epsilon_{ai} = \epsilon_{ti} + (1 - X_{(i-1)})\epsilon_{a(i-1)} \quad (3.5)$$

Onde ϵ_t é a deformação total e X a fração recristalizada.

As equações que determinam a fração de recristalização X seguem uma equação como a de Avrami, que se apresenta da seguinte forma:

$$X = 1 - \exp \left[-c \left(\frac{t}{t_f} \right)^{kt} \right] \quad (3.6)$$

Onde t é o tempo entre passes, t_f é o tempo para produzir a fração de recristalização f e kt exponencial do tempo.

O tempo para produzir uma certa fração de recristalização f, normalmente é obtido por uma expressão que depende da temperatura, da deformação, da taxa de deformação, do tamanho de grão inicial da energia de ativação para a recristalização. A forma geral desta expressão pode ser descrita como:

$$t_f = B\epsilon^{-p} d_0^q Z^{-r} \cdot \exp \left(\frac{Q_{rec}}{RT} \right) \quad (3.7)$$

Onde B, p, q e r são constantes que dependem do material, d_0 o tamanho do grão inicial, Q_{rec} é a energia de ativação para a recristalização, R a constante universal dos gases e Z o parâmetro de Zener-Hollomon.

3.4 Interrelação entre Encruamento, Recuperação e Recristalização

A interrelação entre os três mecanismos que atuam durante a deformação a quente pode ser observada na Figura 3.5, na qual a quantidade de encruamento e amaciamento atribuída a cada um dos processos está esquematizada. A linha no lado esquerdo do diagrama indica um encruamento linear e ausência de qualquer mecanismo de amaciamento dinâmico. Os processos dinâmicos reduzem a tensão a partir do encruamento linear até os valores apresentados pelas demais linhas. Em

metais com alta energia de falha de empilhamento a operação de mecanismos de recuperação dinâmica reduz a tensão até o nível representado pela linha do meio, que é a curva tensão versus deformação apresentada pelos materiais que somente apresentam recuperação dinâmica. Em metais com energia de falha de empilhamento moderada ou baixa, a recristalização dinâmica produz um amolecimento adicional durante a deformação, abaixando a tensão ao nível da linha cheia, que é a curva tensão versus deformação final apresentada pelos materiais que recristalizam dinamicamente^(8, 10, 11).

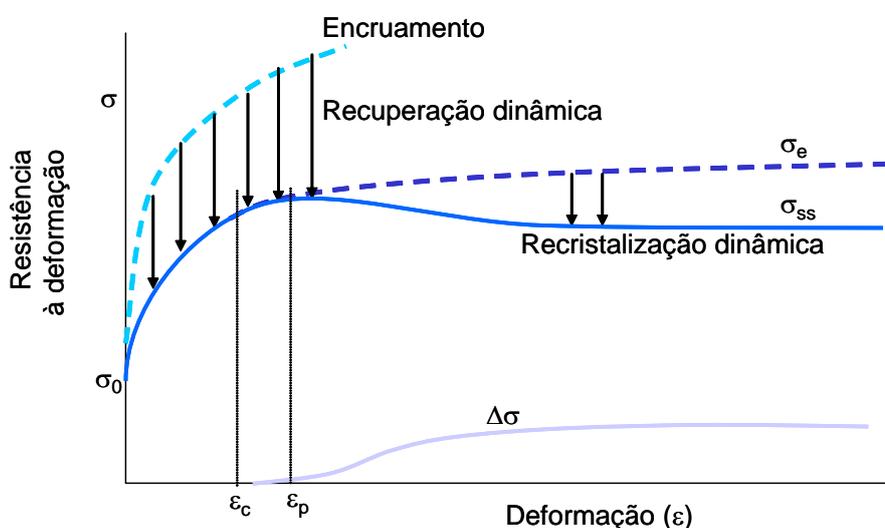


Figura 3.5 - Representação esquemática da contribuição relativa dos dois processos dinâmicos de amolecimento, associados ao trabalho a quente^(1, 2, 8,10).

3.5 Amaciamento no Intervalo Entre Passes

Usualmente, os processos de conformação mecânica a quente são realizados em seqüências de passes, de forma que, juntamente com os processos de endurecimento e amaciamento que ocorrem durante a deformação tem-se o amaciamento após a deformação, no intervalo entre passes. A extensão do amaciamento entre passes depende do material, da temperatura e das condições e estágio em que a deformação foi interrompida.

Na Figura 3.6 tem-se uma representação esquemática da influência do estágio de interrupção da deformação nos processos de amaciamento que ocorrem nos intervalos entre passes. Para deformações menores que a deformação crítica para a recristalização estática, o único processo possível de restauração é a recuperação

estática. Com deformações maiores, mas abaixo da deformação de pico, tem-se recuperação estática seguida de recristalização estática. Para deformações maiores que a do pico, porém menores que a deformação de início de estado estacionário, existe um período em que ocorrem a recuperação estática e a recristalização metadinâmica, seguida por recristalização estática. No estado estacionário a recristalização estática é evitada inteiramente, ocorrendo apenas a recuperação estática e a recristalização metadinâmica⁽¹⁰⁾.

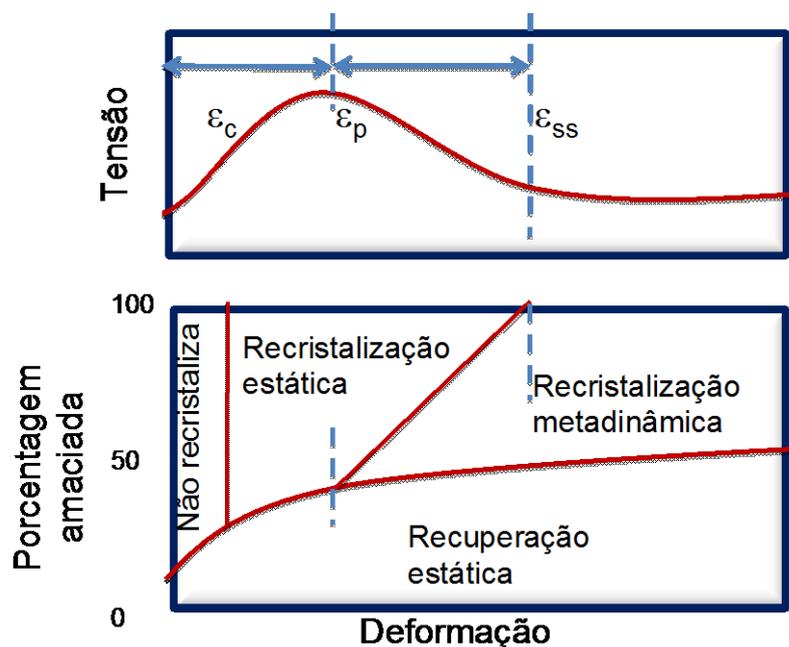


Figura 3.6 - Representação da relação entre os três mecanismos de amaciamento estáticos com a deformação de um material que recristaliza dinamicamente⁽¹⁰⁾.

3.6 Fatores que Afetam a Redução Crítica de Recristalização.

A quantidade crítica de deformação é a redução mínima na laminação na qual a austenita se recristaliza completamente, e é chamada de redução crítica de recristalização. De acordo com cada processo de restauração a redução crítica aumenta rapidamente com a diminuição da temperatura de deformação e também com adição de elementos de liga, especialmente o nióbio^(1,5).

Outro fator que afeta a redução crítica de recristalização é o tamanho de grão inicial^(10, 11), ou seja, quanto maior o tamanho de grão, maior é a redução crítica de recristalização. A figura 3.7 mostra também que, para os aços carbono, a redução

crítica de recristalização é muito pequena. Observa-se uma forte influência da temperatura de laminação, pois quanto maior a temperatura de laminação menor é a redução crítica de recristalização.

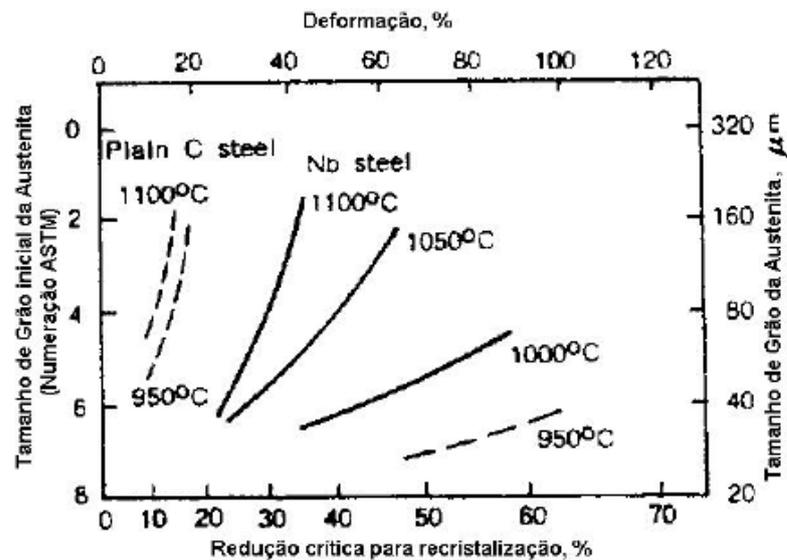


Figura 3.7 - Efeito da temperatura de deformação e do tamanho de grão sobre a quantidade crítica de redução necessária para a completa recristalização no aço carbono e ao nióbio⁽⁹⁾.

3.7 Efeito da Temperatura e Elementos de Liga

A temperatura de não-recristalização de um aço é a temperatura mais baixa na qual a estrutura austenítica se recristaliza completamente após deformação. Portanto, quanto mais alta a temperatura de laminação a quente, maior será o número de grãos deformados que serão recristalizados.

A temperatura de não-recristalização do material aumenta com a adição de elementos de liga. Esta relação pode ser vista na figura 3.8. O cobalto, alumínio, nióbio, titânio e em menor grau o vanádio retardam a recristalização estática e dinâmica^(1,9).

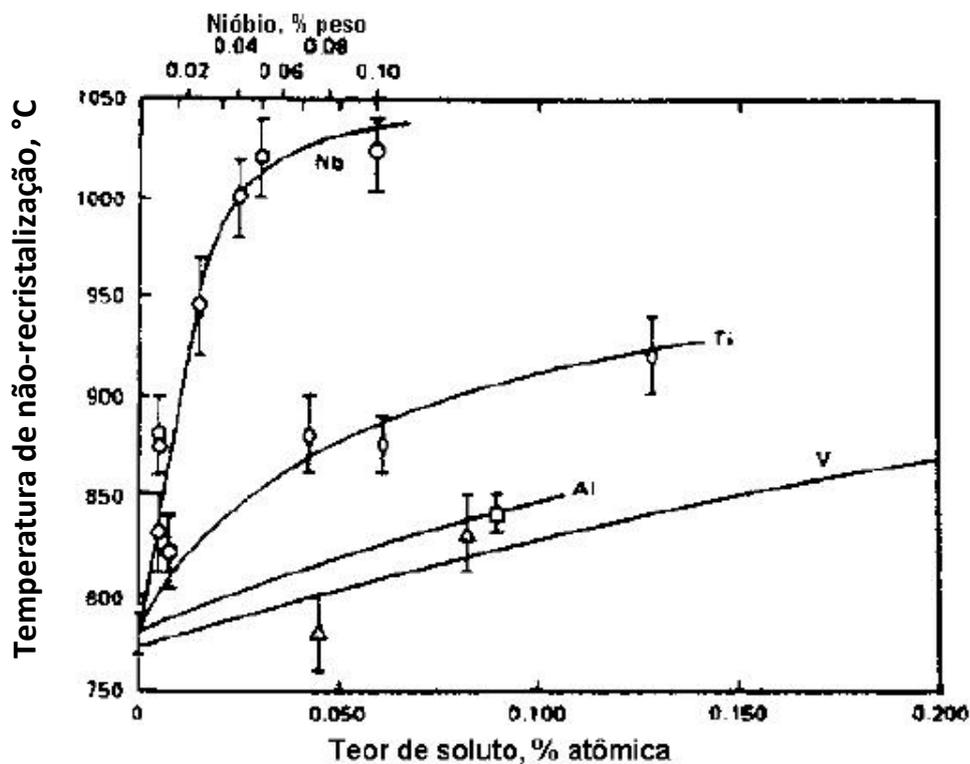


Figura 3.8 - Aumento na temperatura de recristalização com o aumento de elementos de liga no aço com 0,007%C; 1,40%Mn; 0,25%Si⁽⁹⁾.

3.8 Efeito da Quantidade de Deformação

Dependendo da quantidade de deformação na laminação, o processo de restauração estático se processa de três formas, como mostrado na figura 3.9.

- a) Recuperação – Esta forma de restauração estática ocorre quando o laminador tem redução menor do que o valor crítico para a recristalização parcial. Neste caso, os grãos coalescem ao invés de refinar devido às tensões induzidas com as migrações nos contornos de grãos, podendo produzir grãos maiores do que os iniciais. Estes grãos grandes formados devido à pequena deformação na região de recuperação permanecem ainda após muitos passes na zona de recristalização parcial.

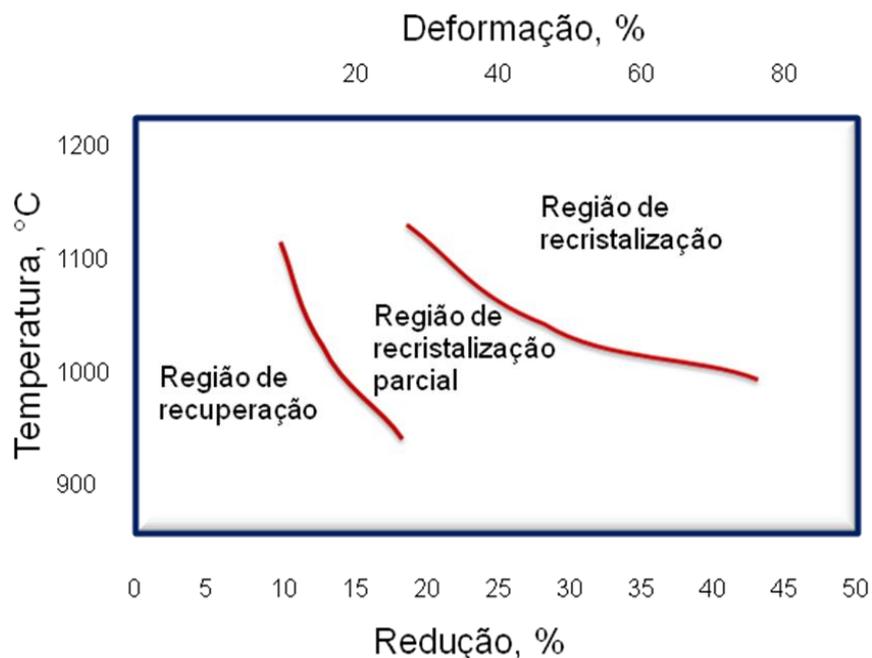


Figura 3.9 - Efeito da quantidade de redução e temperatura de laminação sobre o comportamento da restauração: o aço ao níbio foi aquecido para 1150°C a qual deu um tamanho de grão de aproximadamente 180 μm e laminado em um passe ⁽⁹⁾.

- b) Recristalização Parcial – Quando a redução na laminação é suficiente para iniciar a recristalização parcial, produzindo uma microestrutura mista de grãos recristalizados e grãos restaurados.
- c) Recristalização Completa – É a redução mínima na laminação na qual a austenita se recristaliza completamente e é sempre chamada de redução crítica de recristalização. O tamanho de grão da austenita recristalizada diminui significativamente com o aumento no grau de redução total, como pode ser visto na figura 3.10.

3.9 Tamanho de Grão da Austenita Completamente Recristalizada após Deformação

Os grãos recristalizados após deformação podem ter sido originados após a recristalização estática ou após recristalização dinâmica ou metadinâmica. No caso de recristalização estática, o tamanho de grão após completa recristalização é função da deformação prévia do material e do seu tamanho de grão inicial.

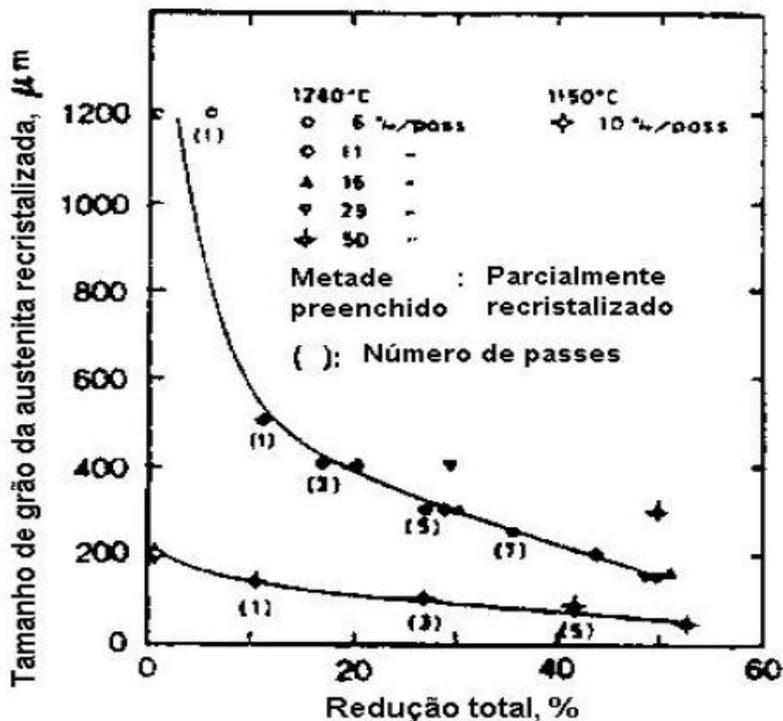


Figura 3.10 - Efeito da redução total sobre o tamanho de grão da austenita no aço nióbio, o qual foi pré-aquecido a 1280°C ou 1150°C e subseqüentemente laminado em multipasses.

Observa-se que o tamanho de grão aumenta com o tamanho de grão inicial e diminui com o aumento da deformação aplicada ao material. Pequeno tamanho de grão leva a maiores densidades de discordâncias que, por sua vez, contribuem para o aumento da taxa de nucleação de grãos, o que resulta numa diminuição dos grãos recristalizados.

3.10 Curva Tensão Média de Escoamento em Função da Temperatura

As transformações microestruturais que um metal sofre durante a conformação a quente podem ser acompanhadas através da curva de tensão média de escoamento (TME) em função do inverso da temperatura absoluta. O método proposto por Boratto e co-autores utilizando ensaios de torção a quente com resfriamento contínuo foi posteriormente utilizado para interpretar processos industriais por vários autores⁽¹⁾. A TME também é um elo entre uma simulação por um ensaio mecânico (realizado em condições "ideais") e um processo de conformação propriamente dito (por exemplo, a

laminação), permitindo razoável comparação para fins de entendimento dos fenômenos metalúrgicos⁽¹⁾.

No processo de laminação, onde o material é aquecido e conformado, a temperatura cai à medida que os passes são aplicados. A TME naturalmente aumenta com a diminuição da temperatura, portanto, na curva $TME \times 1/T$, um aclave da curva é esperado. Esse é o comportamento padrão da TME, onde se considera que entre dois passes ocorreu 100% de amaciamento (região indicada por recristalização estática). À medida que a temperatura abaixa, a cinética da recristalização estática vai se tornando mais lenta, e não permite que ocorra 100% de amaciamento entre os passes. Dessa forma, parte da deformação é acumulada para o passe seguinte, que aumenta a inclinação da curva. O acúmulo de deformações pode superar ϵ_c , iniciando assim a recristalização dinâmica (que seguirá como metadinâmica), causando declive, pois o amaciamento é muito rápido e completo⁽¹⁾. A figura 3.11 mostra um exemplo dos comportamentos citados para uma seqüência hipotética de 5 passes. Observa-se que cada declive característico é associado a recristalização estática, acúmulo de deformações e recristalização dinâmica seguida por metadinâmica. Esse método permite a visualização metalúrgica de um processo qualquer de conformação mecânica de múltiplos passes^(1-4,12-14).

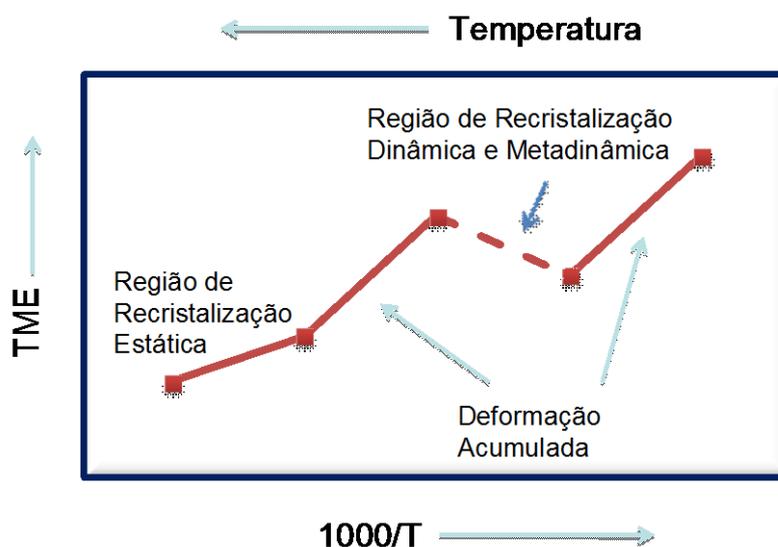


Figura 3.11 – Evolução da TME em função do inverso da temperatura absoluta.

Para um ensaio mecânico, a TME pode ser facilmente calculada através da integração da tensão com relação à deformação, e dividida pelo intervalo de deformação considerado. No entanto, o cálculo da TME no caso da laminação é uma operação

complicada, devido à complexidade geométrica e à não homogeneidade da deformação que o material é submetido. Para isso, necessita-se assumir algumas simplificações como as utilizadas no método de Sims e outros autores⁽¹⁾.

Do ponto de vista empírico, a previsão da TME para aços carbono pode ser calculada com auxílio de equações como Misaka, Shida ou até mesmo por redes neurais^(1, 3-5). Correções dessas equações para prevenir a influência de diferentes composições químicas e a ocorrência de recristalização metadinâmica são encontradas em diferentes referências⁽¹⁾.

3.11 Cálculo da Carga de Laminação

Pesquisadores como Sims, Cook-McCrum, Ford-Alexander e outros⁽⁹⁾ desenvolveram expressões para o cálculo da força e torque na laminação. Um importante critério para selecionar a equação mais adequada, é a capacidade de verificação e calibração desta equação, utilizando os dados reais da planta. Desta forma, a equação deve conter variáveis que possam ser prontamente medidas durante os testes de laminação.

A figura abaixo apresenta uma representação da distribuição da carga durante a laminação ao longo do arco de contato entre a tira e o cilindro de trabalho.

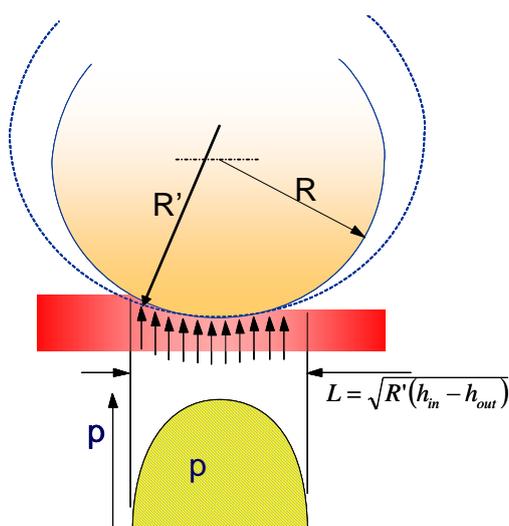


Figura 3.12 – Distribuição da carga de laminação ao longo do arco de contato.

Sims chegou à seguinte equação simplificada para a determinação da força específica de laminação⁽⁹⁾.

$$P = TME.W.Q_p.\sqrt{R'.\Delta h} \quad (3.8)$$

TME = resistência a deformação,

W = largura do material,

Q_p = fator geométrico,

R' = Raio deformado.

Sendo Q_p o fator geométrico igual a:

$$Q_p = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{1-r}{r}} \left\{ \pi \tan^{-1} \left(\sqrt{\frac{r}{1-r}} \right) - \sqrt{\frac{R'}{h_2}} \ln \left[\left(\frac{h_n}{h_1} \right)^2 (1-r) \right] \right\} - \frac{\pi}{4} \quad (3.9)$$

onde r é a redução do material sendo laminado.

O raio deformado, R' ou raio do cilindro na presença de deformação:

$$R' = Ri \left(1 + \frac{Cc.P}{W\Delta h} \right) \quad (3.10)$$

Ri = raio inicial

Cc = parâmetro em função do cilindro

hn é a espessura no ângulo neutro e é calculado por:

$$hn = R' \left(1 - \cos \left\{ \sqrt{\frac{h}{R'}} \tan \left(\frac{\pi}{8} \sqrt{\frac{h}{R'}} \right) \ln(1-r) + \frac{1}{2} \tan^{-1} \left(\sqrt{\frac{r}{1-r}} \right) \right\} \right) + h \quad (3.11)$$

3.12 Determinação da Espessura de Saída do Material no Passe

A cadeira de laminação se distende elasticamente durante o processo de deformação do material, conseqüentemente, a espessura de saída do material h é maior do que o gap S, como mostrado na Figura 3.13.

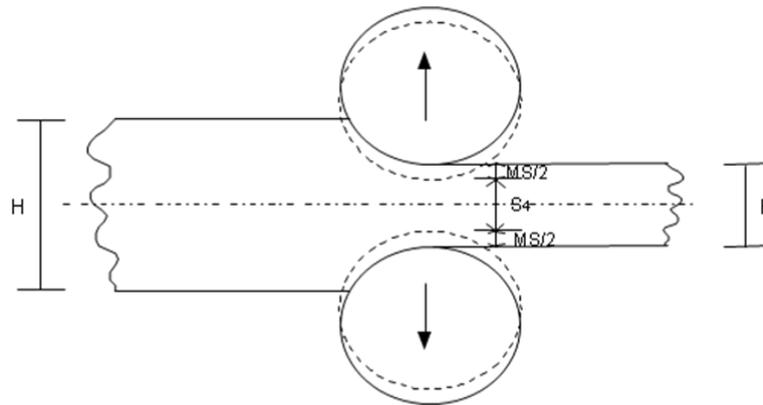


Figura 3.13 – Representação da distensão elástica da cadeia de laminação com a passagem do material.

Logo, a espessura de saída é dada por:

$$h = MS + S \quad (3.12)$$

Sendo MS o valor correspondente à distensão elástica da cadeia, que leva em consideração a carga de laminação e o módulo de rigidez do laminador. Utiliza-se a equação 3.12 para se determinar a espessura de saída do material para cada cadeia de laminação.

$$h = \frac{P}{Km} + S \quad (3.13)$$

O módulo de rigidez (Km) é específico de cada laminador e é corrigido em função da largura do material laminado, e será informado pela indústria.

3.13 Cálculo da Tensão Média de Escoamento

Um melhor acerto na predição da força de laminação depende significativamente do acerto na descrição das propriedades físicas dos metais. Na laminação a frio é suficiente incluir o efeito da deformação e de sua história na sua resistência à deformação do metal. Já na laminação a quente, a resistência à deformação é função da deformação, da taxa de deformação, da temperatura, da história da deformação e da estrutura metalúrgica do metal, tornando-se ainda mais complexas quando os processos de restauração dinâmica atuam⁽¹⁵⁾.

Funções tal como $\sigma=f(T.\epsilon.\dot{\epsilon})$ são mais comumente usadas em programas que simulam os processos de deformação a quente. Elas descrevem a tensão de escoamento na maioria dos materiais em tiras a quente e chapas grossas gerando resultados razoáveis. A seguir serão apresentados alguns métodos desenvolvidos para cálculo da tensão média de escoamento a quente.

3.13.1 Equação de Shida

Através de ensaios mecânicos, Shida (1974) testou aproximadamente 200 aços baixo, médio e alto carbono e desenvolveu equações que descreve a resistência à deformação a quente em função da temperatura, da deformação, da taxa de deformação e do teor de carbono, contando com avaliação do comportamento nas regiões da austenita, bifásica e da ferrita⁽¹⁵⁾.

O método de Shida está representado pelas equações 3.14 a 3.22

$$TME_{Shida} = \sigma_f \cdot [1,3 \cdot (5 \cdot \epsilon)^{(0,41-0,07[C])} - 1,5 \cdot \epsilon] \cdot \left(\frac{\dot{\epsilon}}{10}\right)^m \quad (3.14)$$

Onde para:

$$T \geq 0,95 \cdot \left(\frac{[C]+0,41}{[C]+0,32}\right) \quad (3.15)$$

$$\sigma_f = 0,28 \cdot \exp\left(\frac{5}{T} - \frac{0,01}{[C]+0,05}\right) \quad (3.16)$$

$$m = [(-0,019 \cdot [C] + 0,126) \cdot T + (0,075 \cdot [C] - 0,05)] \quad (3.17)$$

Para:

$$T \leq 0,95 \cdot \left(\frac{[C]+0,41}{[C]+0,32}\right) \quad (3.18)$$

$$\sigma_f = 0,28 \cdot q \cdot \exp\left(\frac{[C]+0,32}{0,19 \cdot ([C]+0,41)} - \frac{0,01}{[C]+0,05}\right) \quad (3.19)$$

$$q = 30 \cdot ([C]+0,9) \cdot \left(T - 0,95 \cdot \frac{[C]+0,49}{[C]+0,42}\right)^2 + \frac{[C]+0,06}{[C]+0,09} \quad (3.20)$$

$$m = (0,08 \cdot [C] - 0,154) \cdot T - 0,019 \cdot [C] + 0,207 + \frac{0,027}{[C]+0,32} \quad (3.21)$$

Onde:

$$T = \left(\frac{T + 273}{1000} \right) \quad (3.22)$$

Sendo:

T = temperatura (°C)

[C] = percentagem de Carbono

A equação de Shida também pode ser aplicada para aços com pequena quantidade de microligantes. Neste caso o carbono equivalente C_{eq} , que é o teor de carbono corrigido pela ação dos microligantes, é calculado pela equação abaixo substituindo o valor do teor de carbono [C]⁽¹⁶⁾:

$$C_{eq} = [C] + \frac{[Mn]}{6} + \frac{[Cr] + [V] + [Nb]}{12} \quad (3.23)$$

A qual considera os efeitos do Cr, V e Nb na resistência à deformação dos aços.

Para avaliar a sensibilidade da predição da equação de Shida em relação a temperatura, foram calculadas a TME de aços com teores de carbono variando entre 0,1 e 0,5% para diferentes temperaturas e plotados na figura 3.14. O resultado mostra que a influência do teor de carbono no valor da TME é presente somente em temperaturas menores, quando o aço se encontra na região bifásica. Na fase austenítica o teor de carbono parece não apresentar influência na TME.

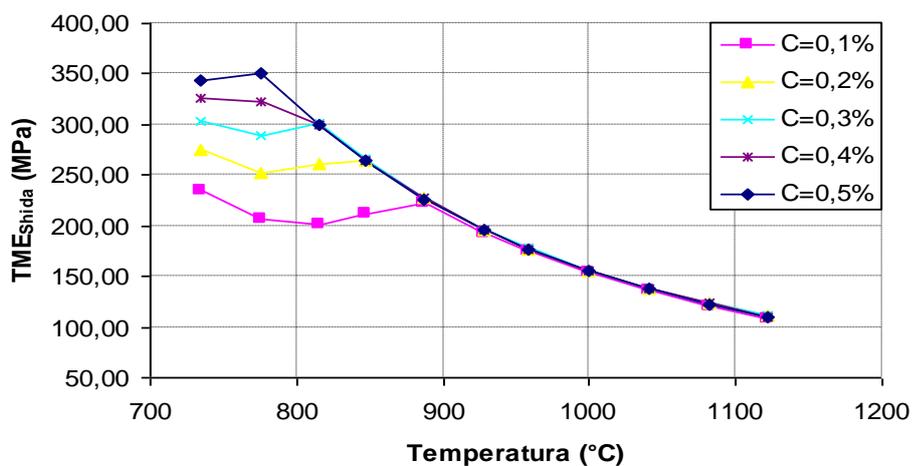


Figura 3.14 – A evolução da TME em função da temperatura para diferentes teores de carbono utilizando a equação de Shida considerando $\epsilon = 0.50$ e $\dot{\epsilon} = 12 \text{ s}^{-1}$.

Quando a temperatura cai espera-se que a resistência à deformação aumente. Quando a temperatura indica o aparecimento da fase ferrítica espera-se também que a resistência à deformação caia apesar da queda de temperatura, devido a resistência da fase ferrítica ser menor que da fase austenítica. Este fenômeno continua até toda austenita transformar-se em ferrita. Ao final da transformação a resistência do aço aumenta novamente devido encruamento da ferrita.

3.13.2 Equação de Misaka

Misaka e Yoshimoto^(1,3,14-16) desenvolveram um modelo que calcula a TME em aços C-Mn durante a laminação de tiras à quente. Esta equação, mais conhecida como equação de Misaka, considera somente recristalização estática e leva em consideração o teor de carbono (%C), a deformação homogênea (ϵ) e a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$). Esta equação é escrita da seguinte forma:

$$TME = 1,15 \cdot \left\{ \exp \left[0,126 - 1,75[C] + 0,594[C]^2 + \frac{2851 + 2968[C] - 1120[C]^2}{T} \right] \epsilon^{0,21} \dot{\epsilon}^{0,13} \right\} \quad (3.24)$$

Esta equação, mais conhecida como equação de Misaka, foi testada para teores de carbono na faixa de 0,05 a 1,20%, temperatura entre 750 e 1200°C e deformação abaixo de 0,50.

Como esta equação foi estabelecida para aços C-Mn, faz-se necessário introduzir termos multiplicadores relativos a influência dos diferentes elementos de liga, quando aplicada ao processo industrial.

Do mesmo modo que a equação de Shida foi efetuada a avaliação da sensibilidade da predição da TME utilizando-se a equação de Misaka em relação a temperatura, plotando os resultados na figura 3.15. O resultado mostra que a influência do teor de carbono no valor da TME fica mais evidente para temperaturas menores.

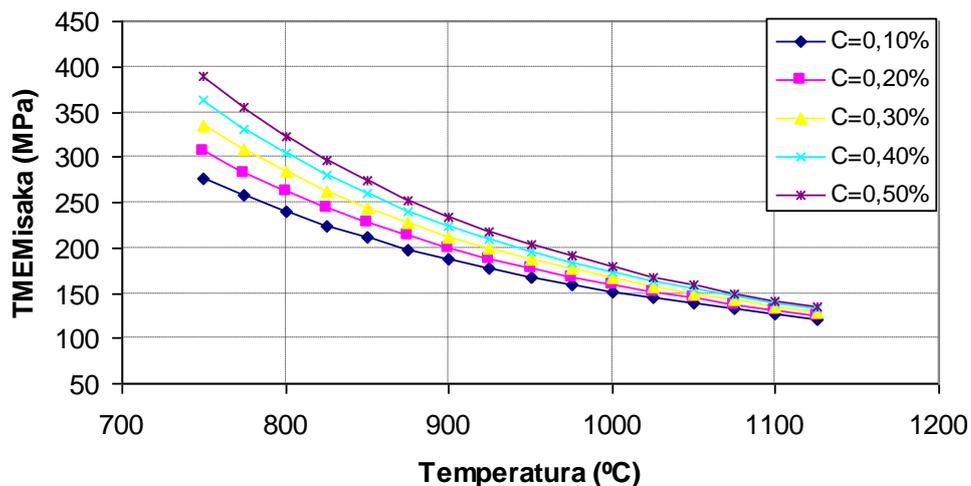


Figura 3.15 – A evolução da TME em função da temperatura para diferentes teores de carbono utilizando a equação de Misaka considerando $\epsilon = 0.50$ e $\dot{\epsilon} = 12 \text{ s}^{-1}$.

Diferentemente da equação de Shida, a TME continua crescente com a diminuição da temperatura, mesmo na região de transformação de fase, por este método não apresentar sensibilidade ao aparecimento da fase ferrítica.

3.13.3 Equação de Sims

É possível obter a TME a partir de dados de processo, utilizando-se a equação de Sims e os valores como a força de laminação, as espessuras inicial e final e o raio do cilindro de trabalho^(1,3-7).

$$TME = \frac{P}{W \cdot \sqrt{R' \Delta h} \cdot Q} \quad (3.25)$$

Neste estudo serão utilizadas as equações, 3.14 a 3.23 (Shida), 3.24 (Misaka) e 3.25 (Sims), para o cálculo da TME para, além da avaliação do efeito da deformação acumulada e recristalização dinâmica na resistência à deformação, também obter uma comparação entre as três equações, uma verificação da influência dos elementos de liga.

4 METODOLOGIA

Para a realização deste estudo foi feita a aquisição dos dados necessários para o cálculo da resistência à deformação a quente de aços processados no laminador de tiras a quente da Usiminas, através do sistema de aquisição de dados (DAS) da linha. Dessa forma foram coletados dados completos sobre o sistema de passes empregado incluindo-se a composição química do material processado e temperatura em cada passe de laminação.

Foram selecionados quatro grupos de aços processados no Tiras a Quente da Usiminas e foram calculadas as tensões médias de escoamento pelos métodos de Misaka, Shida e Sims em cada passe para avaliação do comportamento desses aços durante a laminação

4.1 Avaliação da TME nos passes de laminação

Foram selecionados quatro grupos de aços processados na Usiminas: grupo 1, aço C-Mn; grupo 2, aço IF (*intersticial free*) microligado ao Ti e ao Ti/Nb; grupo 3, aço alta resistência e baixa liga (ARBL) microligado ao Nb; e grupo 4, aço ultrabaixo (UBC) carbono com adição de Si. A tabela IV-1 apresenta a faixa de composição química destes aços.

Tabela IV.1 – Faixa de composição química dos aços a serem estudados (% em peso).

	C	Mn	Nb	Ti	Si	Al
Grupo 1	0,100~0,250	0,40~1,60	-	-	-	-
Grupo 2	0,001~0,002	0,06~0,65	0,001~0,020	0,001~0,055	-	-
Grupo 3	0,090~0,180	0,60~1,50	0,020~0,040	-	-	-
Grupo 4	0,003~0,005	0,45~0,65	-	-	0,80~1,85	0,40~0,41

O cálculo da TME foi feito utilizando-se a equação de Sims de maneira reversa, equação 3.25, a partir da força real de laminação, espessura em cada passe, largura do material, tensão entre cadeiras, o raio do cilindro deformado e temperatura, e através das equações de Shida e Misaka.

A tabela abaixo mostra como os dados de entrada foram organizados de modo a calcular os parâmetros necessários na equação da TME. Inicialmente, os dados do

laminador (raio e rotação dos cilindros de trabalho, largura da tira, espessura de entrada e saída, temperatura e força de laminação) foram introduzidos numa planilha de cálculo e uma planilha de resultados apresenta a deformação e taxa de deformação e as TMEs obtidas.

Tabela IV.2 – Planilha de cálculo

Entradas						
Passe	Raio do cilindro (mm)	Velocidade do cilindro (m/s)	Largura da tira (mm)	Espessura no passe (mm)	Temperatura (°C)	Força de laminação (t)
(1º)						
(2º)						
(3º)						
•						
•						
•						

Resultados						
Passe	Deformação total	Taxa de deformação (s ⁻¹)	1000/T (K ⁻¹)	TME Shida (MPa)	TME Misaka (MPa)	TME Sims (MPa)
(1º)						
(2º)						
(3º)						
•						
•						
•						

Os valores de temperatura utilizados em cada passe foram os fornecidos pelo modelo da Usiminas. A espessura em cada passe foi calculada a partir da força real de laminação e a abertura entre cilindros (GAP), conforme apresentado pela equação 3.12, de acordo com o modelo existente para controle do laminador.

A partir da aquisição dessa massa de dados, foram plotados os valores da tensão média de escoamento a quente (TMEs Misaka, Shida e Sims) para cada passe de laminação para cada tipo de aço estudado permitindo a avaliação da influência do efeito do acúmulo de deformação, da recristalização dinâmica e da influência de elementos de liga na resistência a deformação a quente de aços C-Mn e microligados processados em laminadores de tiras a quente.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Valores de TME obtidos através dos modelos de Sims, Misaka e Shida

Serão apresentados a seguir os resultados obtidos para cada grupo de aço. Os grupos de aço foram subdivididos em três subgrupos A, B e C através da variação dos elementos de liga chaves dentro de cada grupo. As dimensões finais do esboço e do produto foram as mesmas para os três subgrupos dentro de cada grupo visando a permitir a análise com valores próximos de deformação e taxa de deformação em cada passe.

5.1.1 Resultados do grupo 1 – Aços C-Mn

Dimensões do produto: 3,80 mm (espessura) x 1220 mm (largura)

Tabela V.1 – Composição química dos subgrupos

	%C	%Mn	%Ceq
A	0,03	0,27	0,08
B	0,16	0,39	0,22
C	0,16	2,06	0,51

Tabela V.2 – Resultados obtidos de TME pelos métodos de Sims, Misaka e Shida

		Passes R1					Passes R2			Passes TA					
		R11	R12	R13	R14	R15	R21	R22	R23	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Misaka	A	80,4	91,4	99,3	105,2	105,5	116,1	115,1	138,8	151,0	165,2	175,9	177,9	187,4	187,6
	B	85,5	98,9	105,9	108,3	114,8	128,4	126,3	161,3	159,1	176,8	191,7	202,7	212,3	222,8
	C	86,1	97,4	107,1	115,3	116,9	125,4	131,3	165,8	164,3	192,5	203,9	221,1	237,2	244,1
Shida	A	69,9	81,5	90,0	96,9	99,1	109,7	111,6	130,3	147,7	167,9	186,1	194,6	208,4	213,4
	B	75,1	88,7	96,8	101,1	109,2	123,4	124,5	150,8	154,0	177,3	199,4	217,4	232,8	251,3
	C	73,0	83,9	92,9	100,8	104,2	111,0	117,1	136,1	146,6	171,3	191,3	212,2	231,9	245,1
Sims	A	70,0	79,9	84,9	86,3	89,9	101,8	96,1	101,8	155,3	143,0	178,7	181,5	219,6	219,4
	B	76,3	85,8	88,7	88,9	96,9	110,3	99,8	116,4	173,9	180,9	224,2	222,2	261,8	301,0
	C	80,6	87,9	92,4	92,2	101,9	118,9	108,8	120,5	239,2	241,5	270,9	290,9	333,6	317,5

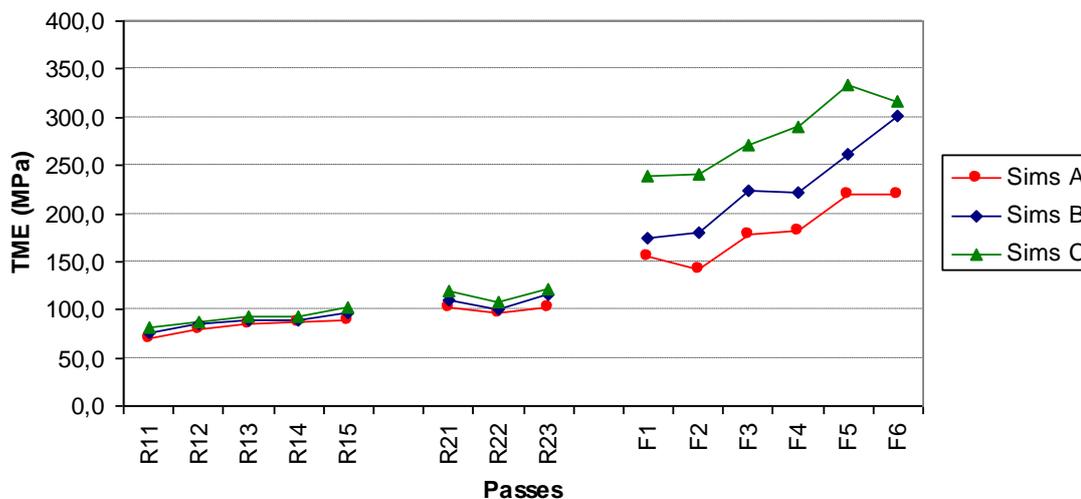


Figura 5.1 – Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 1 obtidos pelos métodos de Sims para cada passe de laminação.

Pode-se observar que a TME obtida nos passes do Desbaste (R1 e R2) para os três subgrupos apresentam valores muito próximos entre si indicando que nesta etapa, devido os materiais se encontrarem totalmente na região austenítica e em temperaturas mais elevadas, acima de 1020°C, os elementos de liga ainda solubilizados não interferiram de forma significativa na resistência à deformação a quente. Já no Trem Acabador, com o aumento da taxa de deformação, diminuição da temperatura e diminuição do tempo entre passes é favorecido o aparecimento dos mecanismos de encruamento, amaciamento dinâmico, e formação de precipitados, afetando diretamente a resistência à deformação a quente e nesta etapa torna-se evidente a influência dos elementos de liga através da diferença da TME entre os três aços A, B e C.

Para este grupo ficou evidente que com o aumento do carbono equivalente, através do aumento dos teores de C e Mn, ocorreu o aumento da resistência à deformação a quente nos passes do Trem Acabador resultando em:

$$TME_C(C_{eq}=0,51\%) > TME_B(C_{eq}=0,22\%) > TME_A(C_{eq}=0,08\%) \text{ (Figura 5.1).}$$

Nota-se na Figura 5.1 que, independente da composição química, há uma variação pequena da TME entre o primeiro e último passe do Desbaste, devido o aço se encontrar nessa etapa em temperaturas mais elevadas e apresentar um tempo entre passes que favorece a recristalização estática total da austenita após a deformação.

Já entre o último passe do Desbaste e primeiro passe no Trem Acabador há um aumento significativo do valor da TME, esta diferença é maior com o aumento do teor de carbono equivalente. No Trem Acabador ocorre uma grande variação da TME entre o primeiro e último passe de laminação influenciado pela diminuição da temperatura, aumento da taxa de deformação e diminuição do tamanho de grão.

A seguir é feita uma comparação entre os resultados de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida em cada passe de laminação para os três subgrupos.

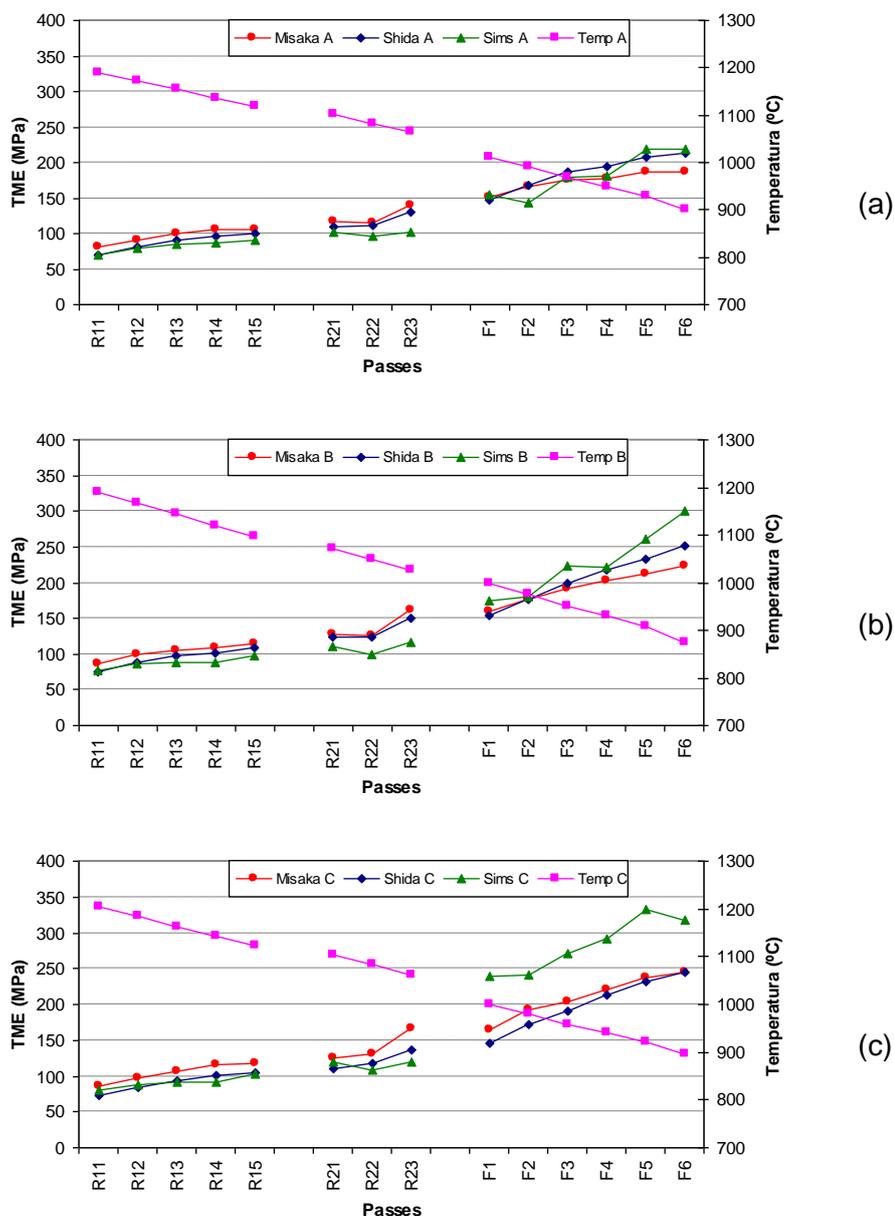


Figura 5.2 – Comparação entre os valores de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C.

Através da Figura 5.2 pode-se verificar que tanto no Desbaste quanto no Trem Acabador os métodos de Misaka e de Shida conduziram a resultados de TME bem próximos entre si independente dos teores dos elementos de liga. Na etapa de Desbaste os valores de Misaka e de Shidas apresentaram valores próximos aos valores de referência (método de Sims), já no Trem Acabador, os valores encontrados foram próximos aos de referência somente para os aços A e B, e subestimaram os valores de referência para o aço C.

Com o aumento do carbono equivalente, através do aumento dos elementos de liga C e Mn, houve um afastamento dos valores de TME obtidos por estes dois métodos (Misaka e Shida) em relação aos valores de referência, indicando a necessidade de utilização de outros modelos ou coeficientes de correção destas equações para previsão de TME nesta etapa para aços com teores mais altos de elementos de liga, quando aplicadas no processo industrial. Este comportamento era previsto devido o desenvolvimento das equações de Misaka e de Shida não terem considerado todas as faixas de aço C-Mn.

5.1.2 Resultados do grupo 2 – Aços IF

Dimensões do produto: 3,80 mm (espessura) x 1535 mm (largura)

Tabela V.3 – Composição química dos subgrupos

	%C	%Mn	%Nb	%Ti	%Ce _q
A	0,0015	0,066	0,001	0,052	0,017
B	0,0019	0,092	0,018	0,022	0,021
C	0,0013	0,640	0,020	0,020	0,112

Tabela V.4 – Resultados obtidos de TME pelos métodos de Sims, Misaka e Shida

		Passes R1						Passes R2			Passes TA						
		R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R21	R22	R23	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Misaka	A	72,6	82,1	87,5	91,8	89,5	91,1	94,2	111,7	112,3	133,2	151,7	163,3	171,2	179,5	177,9	178,8
	B	72,8	81,6	86,9	91,5	89,2	90,5	93,9	110,5	112,4	131,5	151,0	165,2	175,9	185,5	184,0	184,3
	C	77,4	86,7	92,7	97,7	95,6	97,3	101,3	118,8	121,8	143,0	161,1	178,3	194,3	185,7	184,1	181,9
Shida	A	58,8	68,8	75,0	80,2	78,7	81,1	86,8	104,7	107,4	125,9	138,6	157,9	172,6	185,5	187,7	164,4
	B	59,4	68,7	74,8	80,2	78,8	81,0	86,8	103,9	107,7	124,9	146,7	165,0	181,2	195,4	198,7	174,1
	C	68,5	78,9	86,1	92,3	91,0	93,7	100,3	119,2	124,3	143,9	152,3	176,9	200,7	203,9	205,4	205,3
Sims	A	76,2	83,2	84,8	86,8	88,7	87,0	92,1	111,6	109,8	112,0	144,5	140,8	173,4	160,8	202,2	195,1
	B	86,6	88,0	92,9	92,4	96,7	90,9	101,1	119,6	111,6	118,2	145,3	150,3	161,5	167,0	199,5	234,6
	C	88,5	91,7	99,0	96,0	103,2	95,3	104,6	122,1	112,0	118,5	162,6	165,8	178,6	223,1	231,3	240,3

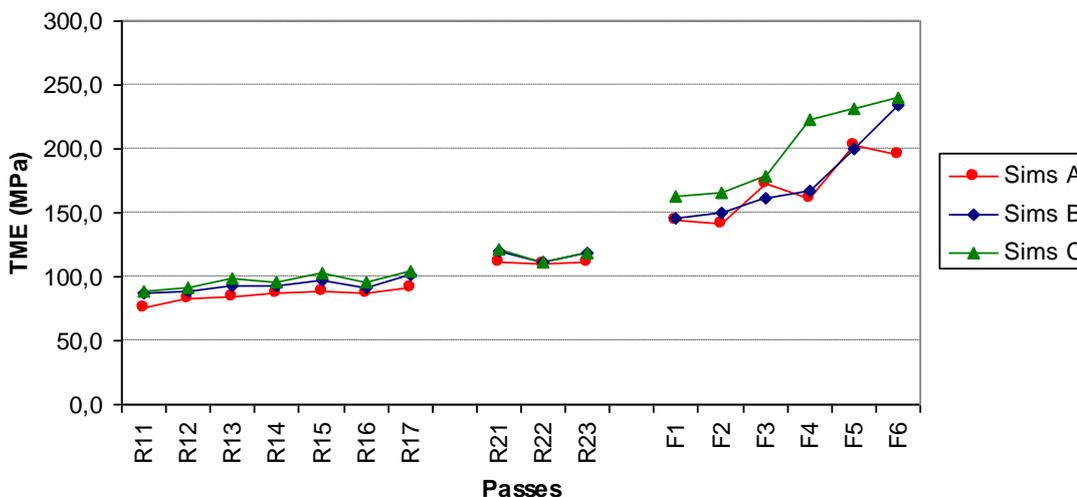


Figura 5.3 – Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 2 obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para cada passe de laminação.

Pode-se observar a aproximação dos valores de TME no Desbaste (R1 e R2) e uma diferenciação no Trem Acabador mostrando que os efeitos dos elementos de liga aparecem à medida que se diminui a temperatura. O aço C (aço IF ao Ti e Nb) que contém maior teor de Mn (0,64%) apresentou valores de TME mais elevadas no Trem Acabador em relação aos aços IF com baixo teor de Mn (A e B).

Nota-se no Trem Acabador que os aços B e C, aços IF microligados ao Nb e Ti, apresentaram amaciamento estático parcial gerando um acúmulo de deformação influenciado pelo efeito do Nb que retarda com maior intensidade os processos de recristalização dinâmica e estática conforme apresentado na figura 3.8. O aço B apresentou um aumento acentuado da TME a partir da cadeira F3 o que pode estar associado ao aumento da taxa de encruamento devido à formação de precipitados e diminuição do tempo entre passes. O mesmo acontece com o aço C entre as cadeiras F3 e F4. O aço A, IF microligado ao Ti, apresentou uma queda da TME nas cadeiras F3 e F5 o que pode indicar a ocorrência de recristalização dinâmica, e na cadeira F6 o que pode estar associada não só à recristalização dinâmica, mas também à laminação na região intercrítica, já que o início de transformação de fase para os aços IF acontece em temperaturas mais elevadas, próximas à 900°C.

A seguir são apresentados os resultados de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida em cada passe de laminação para os três subgrupos.

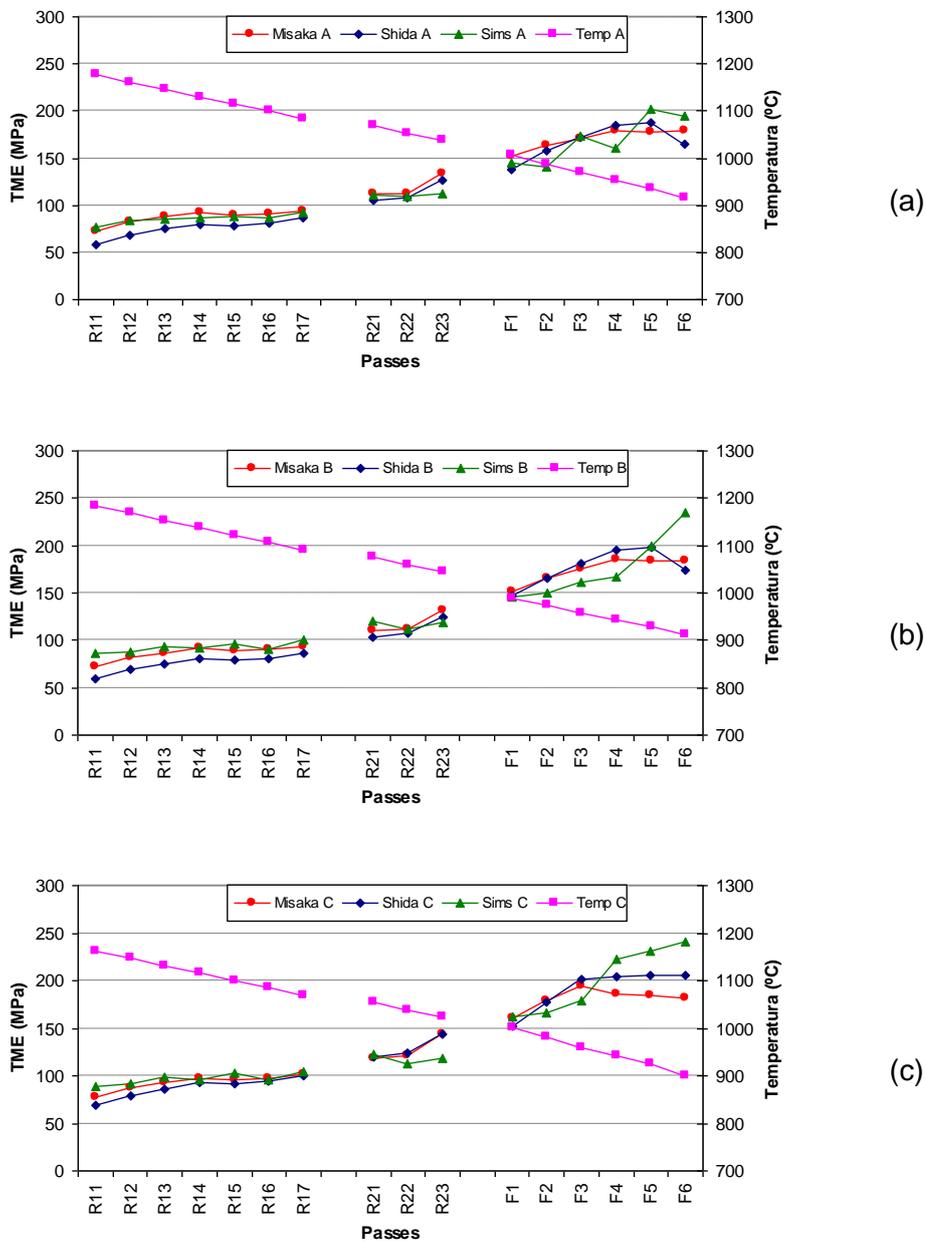


Figura 5.4 – Comparação entre os valores de TME obtidos pelo método de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C.

Nota-se que para os aços IF houve um bom acerto na previsão da TME pelos métodos de Shida e Misaka no Desbaste e primeiro passe do Trem Acabador (F1) para todos os três aços. Pode-se notar que quando ocorre amaciamento dinâmico nos passes de laminação no Trem Acabador, aço A, este mecanismo não é previsto pelas equações de Shida e Misaka.

No último passe do Trem Acabador para os aços A e B que apresentam menor teor de carbono equivalente, a equação de Shida previu uma queda da TME sinalizando laminação na região intercrítica, conforme apresentado no item 3.13.1, mas, o que de acordo com os valores de referência apenas o aço A apresentou a mesma tendência.

5.1.3 Resultados do grupo 3 – Aços ARBL microligados ao Nb

Dimensões do produto: 3,80 mm (espessura) x 1200 mm (largura)

Tabela V.5 – Composição química dos subgrupos

	%C	%Mn	%Nb	%Ceq
A	0,094	0,910	0,035	0,25
B	0,095	0,614	0,021	0,33
C	0,172	1,422	0,033	0,41

Tabela V.6 – Resultados obtidos de TME pelos métodos de Sims, Misaka e Shida

		Passes R1					Passes R2			Passes TA					
		R11	R12	R13	R14	R15	R21	R22	R23	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Misaka	A	88,4	94,5	99,0	107,6	96,4	122,7	120,8	151,4	161,7	179,1	184,5	201,0	204,7	212,1
	B	86,6	98,8	108,2	116,4	117,4	134,7	131,2	162,9	164,2	190,0	202,2	212,7	217,6	237,0
	C	88,0	98,8	108,9	117,6	120,0	128,8	122,6	170,5	176,5	198,0	206,6	213,3	213,8	210,3
Shida	A	76,5	83,4	88,7	97,6	88,5	112,6	113,9	133,8	150,7	174,9	191,3	212,9	222,5	236,2
	B	75,5	87,7	97,0	105,4	108,5	122,9	122,6	142,1	151,5	179,3	201,9	220,1	230,6	259,8
	C	75,5	86,2	95,9	104,6	109,0	118,0	114,1	141,6	154,4	178,7	198,1	211,3	216,1	214,5
Sims	A	75,4	85,0	86,6	88,7	90,6	104,1	98,9	108,2	184,5	209,5	240,4	274,1	293,9	324,4
	B	80,7	87,0	95,4	93,4	103,2	119,6	116,7	133,5	194,6	204,0	236,3	280,2	301,5	329,6
	C	77,0	88,0	93,2	93,7	102,4	129,7	119,3	132,3	237,2	231,8	269,8	269,7	330,7	347,8

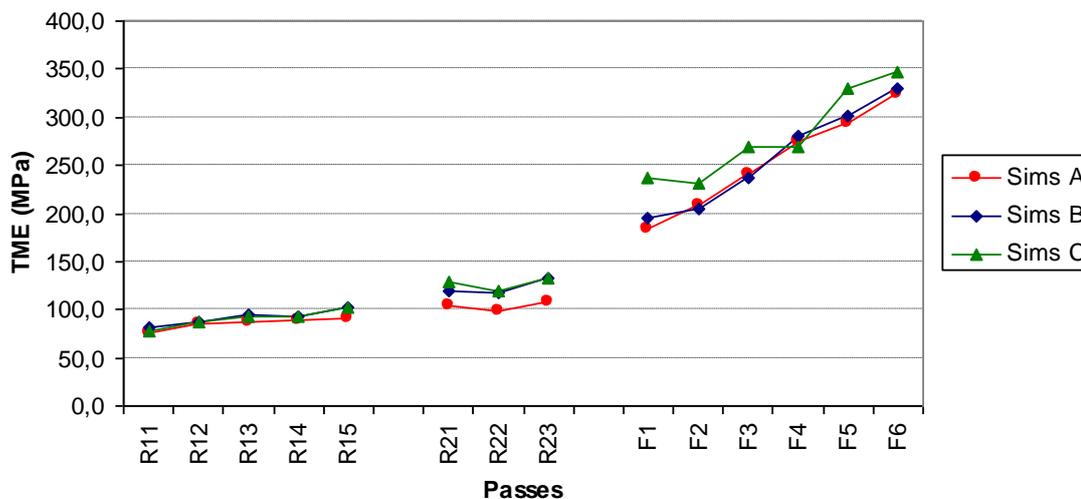


Figura 5.5 – Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 3 obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para cada passe de laminação.

Mais uma vez é possível notar que na região do Desbaste, independente da composição química, os valores de TME para os três aços A, B e C são muito próximos, a pequena diferença da TME entre o primeiro e último passe, o aumento acentuado do último passe do Desbaste para o primeiro passe do Trem Acabador e do primeiro para o último passe do Trem Acabador. Os aços A e B, apesar da diferença nos teores de Nb e Mn, apresentaram valores de TME muito próximos em todos os passes mostrando que este percentual de diferença nos teores desses elementos químicos não foram suficientes para diferenciar estes dois aços. O aço C, que apresenta maior carbono equivalente, apresentou TME mais elevadas que os aços A e B nos passes do Trem Acabador.

Nota-se que os aços A e B apresentam acúmulo de deformação em todos os passes no Trem Acabador. O aço C, com maior teor de C e Mn, apresenta maior elevação da TME entre o último passe do Desbaste para o Trem Acabador com uma queda logo na cadeira seguinte (F2) que pode ser uma indicação de recristalização dinâmica, e uma queda menos acentuada na cadeira F4 que pode representar uma ocorrência de recristalização estática.

A seguir são apresentados os resultados de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida em cada passe de laminação para os três subgrupos.

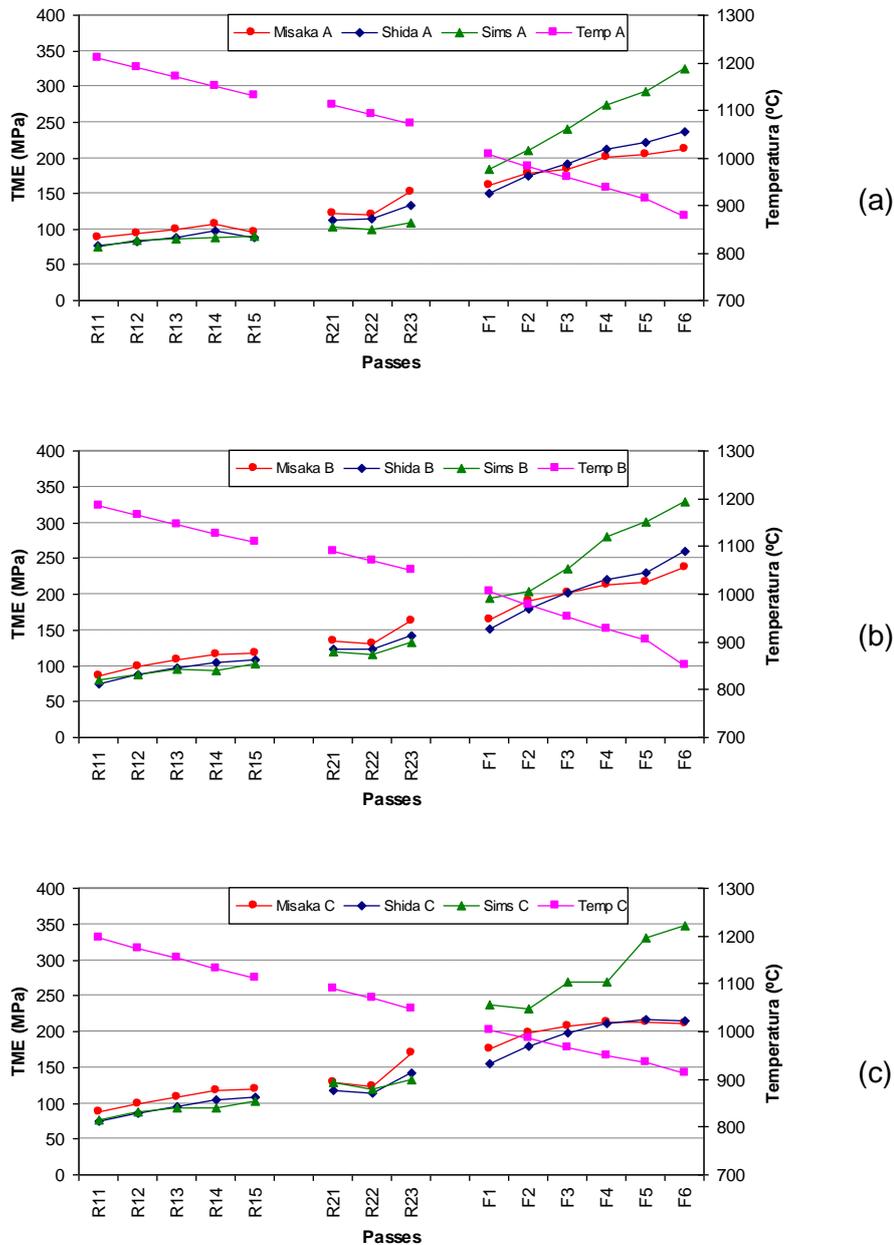


Figura 5.6 – Comparação entre os valores de TME obtidos pelo método de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C.

Novamente no Desbaste os valores de TME obtido pelas equações de Shida e Misaka foram bem próximos entre si e aos valores de referência para todos os três aços, e no Trem Acabador estas equações subestimaram os valores de TME de referência. O aço de maior carbono equivalente, aço C, apresentou aumento mais significativo entre a TME do último passe do Desbaste para o primeiro passe no Trem Acabador.

Os valores de referência apresentaram-se mais distantes dos valores previstos por Shida e Misaka a medida do avanço nos passes de laminação no Trem Acabador, novamente podendo ser observada a influência do Nb no retardo da recristalização aumentando a deformação acumulada e a TME do material durante a laminação em relação a um aço sem elemento de liga.

5.1.4 Resultados do grupo 4 – Aços UBC ao Si

Dimensões do produto: 2,50 mm (espessura) x 1080 mm (largura)

Tabela V.7 – Composição química dos subgrupos

	%C	%Mn	%Si	%Al	%Ceq
A	0,0040	0,530	0,811	0,38	0,16
B	0,0035	0,611	1,101	0,40	0,20
C	0,0043	0,499	1,808	0,40	0,24

Tabela V.8 – Resultados obtidos de TME pelos métodos de Sims, Misaka e Shida

		Passes R1					Passes R2			Passes TA					
		R11	R12	R13	R14	R15	R21	R22	R23	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Misaka	A	101,0	110,0	117,5	124,5	137,9	141,5	105,7	165,0	187,5	202,6	214,4	220,9	220,0	225,4
	B	93,0	106,1	117,9	129,4	136,4	132,4	129,9	163,2	187,6	205,4	223,4	235,5	240,8	252,0
	C	103,3	111,7	119,5	128,5	139,7	128,2	120,9	165,6	208,5	222,5	236,7	243,5	243,2	246,2
Shida	A	94,9	105,6	115,0	124,5	139,3	146,7	111,3	174,4	181,4	210,7	233,6	249,0	253,3	233,8
	B	86,0	100,3	113,4	126,3	136,7	137,9	139,8	173,6	177,6	213,2	245,7	271,1	247,1	214,3
	C	97,5	107,6	117,4	128,6	141,8	135,6	131,3	176,4	210,5	244,0	248,1	238,5	222,0	205,9
Sims	A	110,6	117,0	127,7	128,8	138,7	171,5	179,6	144,4	151,6	164,5	196,2	216,8	206,5	221,9
	B	58,4	62,3	71,0	80,8	79,1	109,5	108,9	100,3	124,7	150,9	191,3	214,9	227,6	248,2
	C	40,1	40,8	49,3	47,4	58,2	82,2	62,8	86,3	156,3	192,6	234,5	242,5	300,8	281,8

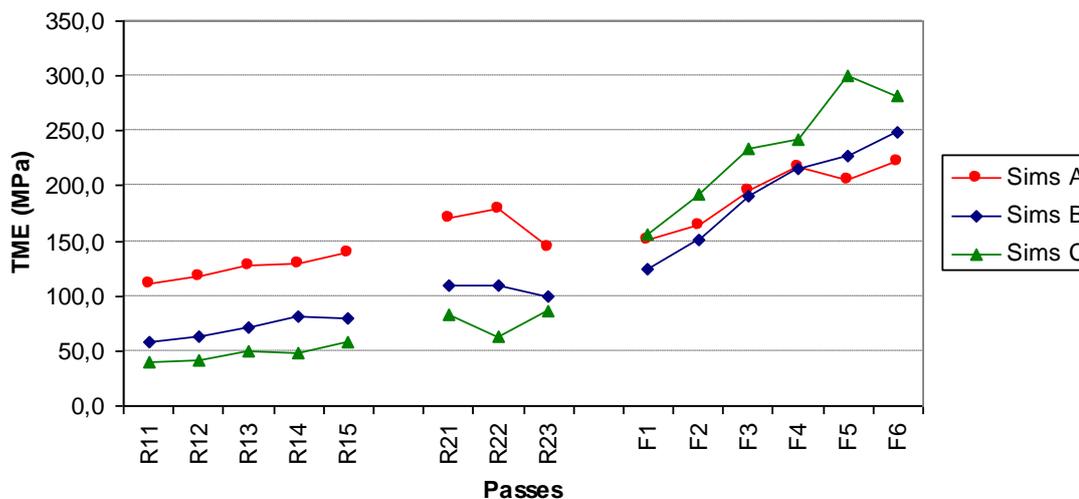


Figura 5.7 – Resultados de TME para os aços A, B e C do grupo 4 obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida para cada passe de laminação.

Os aços ultra baixo carbono ligados ao Si com adição de Al, são os chamados aços elétricos muito utilizados na fabricação de transformadores, apresentam temperatura de início de transformação de fase (Ar3) mais elevadas em relação a maioria dos aços processados em tiras a quente. Dos aços produzidos pela Usiminas, este é o único em que a transformação de fase se completa antes do último passe do Trem Acabador. Todos os outros tipos de aço são processados na fase austenítica.

Diferentemente dos outros grupos, este grupo de aço apresenta valores de TME diferentes no Desbaste para os aços A, B e C. Isto se explica devido aos aços B e C, que apresentam valores mais elevados de Si (1,10% e 1,81%, respectivamente), terem sido laminados na região intercrítica nesta etapa, o que proporcionou a diminuição da TME em relação ao aço A, que se encontra na fase austenítica. A diminuição da TME é devido existir na região intercrítica a presença da ferrita que apresenta menor resistência à deformação que a austenita.

Entre o último passe do Desbaste e primeiro passe do Trem Acabador ocorreu uma elevação da TME para os aços B e C indicando que a transformação de fase se completa e assim estes aços são processados totalmente na fase ferrítica no Trem Acabador e o aumento da TME nesta etapa é devido à queda de temperatura e encruamento da ferrita. O aço A apresentou a TME nos primeiros passes do Trem Acabador próxima aos valores do Desbaste devido nesta etapa este aço encontrar-se

austenítico atingindo a região intercrítica nas primeiras cadeiras do Trem Acabador, causando a queda da TME mesmo com a queda da temperatura.

Para este grupo ficou evidente que com o aumento do teor de Si ocorreu a diminuição da resistência à deformação a quente nos passes do Desbaste resultando em:

$$TME_C(\text{Si}=1,81\%) < TME_B(\text{Si}=1,10\%) < TME_A(\text{Si}=0,81\%) \text{ (Figura 5.7).}$$

A seguir são apresentados os resultados de TME obtidos pelos métodos de Sims, Misaka e Shida em cada passe de laminação para os três subgrupos.

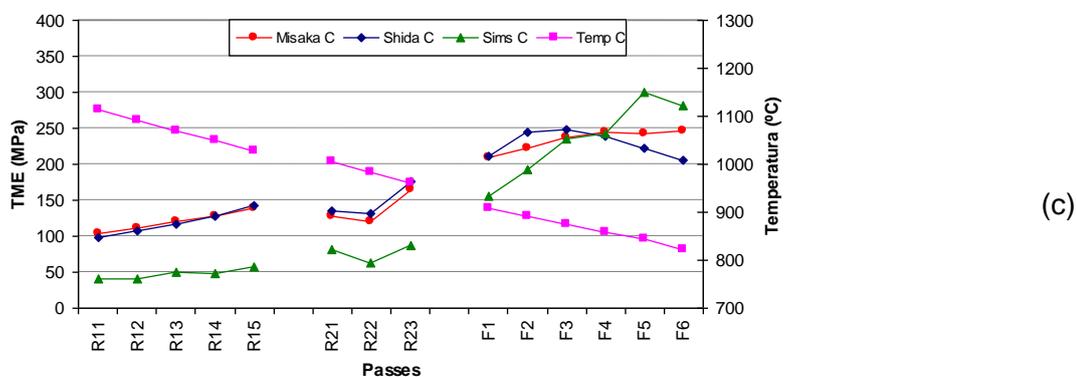
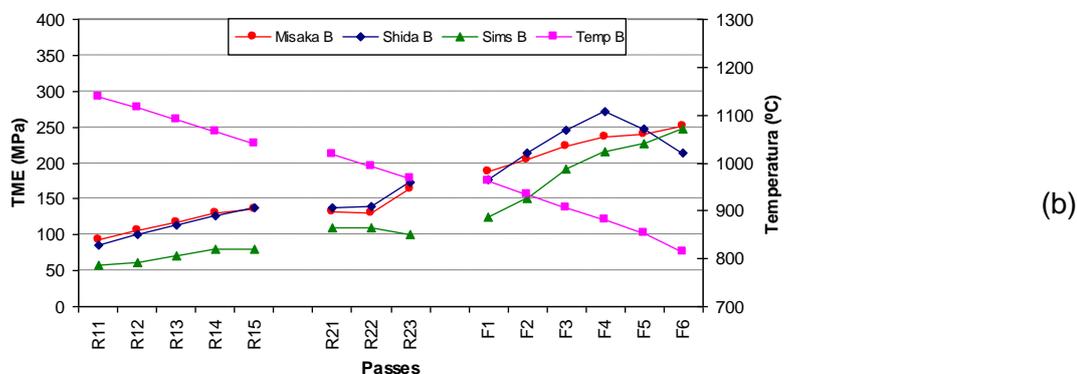
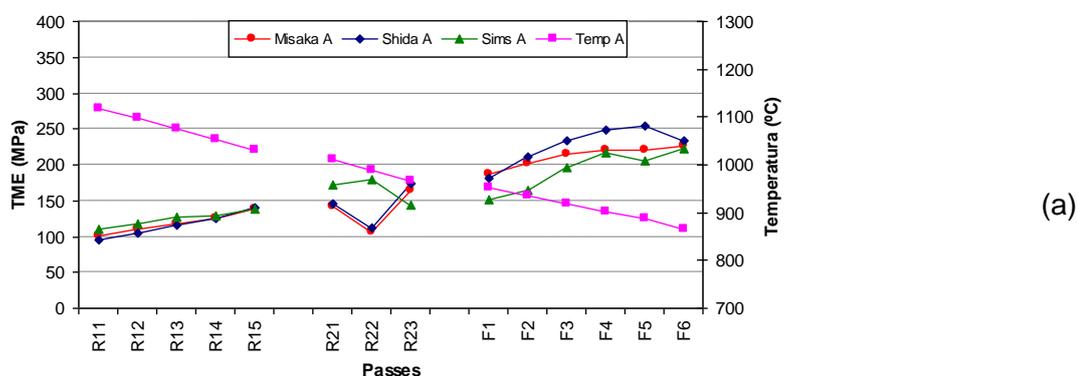


Figura 5.8 – Comparação entre os valores de TME obtidos pelo método de Sims, Misaka e Shida para os aços A, B e C.

Como as equações de Shida e Misaka não consideram o teor de Si para o cálculo da TME, os valores obtidos por estas duas equações para este grupo correspondem a de um aço baixo carbono sem elementos de liga.

Na etapa do Desbaste estas equações apresentaram valores muito próximos entre si e próximos aos valores de referência para o aço A que se encontra na fase austenítica, e superestimaram os valores de TME para os aços B e C que se encontram na região intercrítica. No Trem Acabador as equações de Misaka e Shida mostraram tendências diferentes para a evolução da TME nos passes de F1 a F6. A equação de Shida indicou uma queda da TME para os últimos passes o que não foi demonstrado pela equação de Misaka, devido, conforme já apresentado, a equação de Shida prever a queda da TME quando se lamina na região intercrítica, e, como se trata de aço ultra baixo carbono, é esperado que a transformação de fase se inicie próximo a 900°C, no entanto, devido a ação do Si, esta transformação ocorreu em temperaturas mais elevadas.

Nenhum dos métodos Shida ou Misaka conseguiram prever o comportamento destes aços nos passes de laminação comparando-se aos valores de referência do Trem Acabador. As maiores aproximações foram obtidas pela equação de Misaka para os aços A e B nos últimos passes, o que mostra novamente a necessidade de utilização de outros métodos ou coeficientes de correção destas equações para a previsão da TME para este tipo de aço quando aplicadas no processo industrial.

6 CONCLUSÕES

Embora as equações de Shida e Misaka terem sido desenvolvidas a partir de aços C-Mn, elas não cobrem todas as faixas de variação dos teores destes elementos como pode ser observado a partir dos resultados do aço C do grupo 1.

Na etapa de Desbaste pode-se retirar as seguintes observações: a) as equações de Misaka e Shida apresentaram um bom acerto para aços processados na região austenítica e, para estes aços (grupos 1, 2 e 3), não se observa a influência dos elementos de liga na resistência à deformação a quente; b) há uma pequena variação do valor de referência da TME entre o primeiro e último passe devido as altas temperaturas e maiores tempos entre passes favorecerem a ocorrência de completa recristalização; c) os efeitos dos elementos de liga foram notados apenas para os aços B e C do grupo 4 que foram laminados na região intercrítica nesta etapa e, para estes aços, as equações de Misaka e Shida superestimaram os valores de TME em relação aos valores de referência.

Na etapa do Trem Acabador pode-se retirar as seguintes observações: a) Os efeitos dos elementos de liga são mais evidentes devido a diminuição da temperatura e do tempo entre passes, aumento da taxa de deformação e formação de precipitados devido a presença dos elementos de liga; b) as equações de Misaka e Shida não previram a ocorrência dos fenômenos de acúmulo de deformação e amaciamento dinâmico, e apresentaram valores mais distantes dos valores de referência para os aços microligados; c) ocorre um aumento mais significativo da TME do primeiro para o último passe e, em alguns casos, o acúmulo de deformação e os fenômenos de amaciamento aumentam, mantêm ou diminuem a TME de um passe para o outro.

Este método apresentado também pode ser aplicado para outros tipos de aços e a visualização de informações deste tipo permite o entendimento dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante o processamento no tiras a quente e a verificação de suas influências nas cargas de laminação e nas propriedades do produto final, ajudando na decisão de melhores práticas operacionais para a otimização do processo.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) PADILHA, A. F., SICILIANO Jr., F., Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura, ed. ABM Livros, 2005, p.13-161.
- 2) JONAS, J. J., The critical strain for dynamic recrystallization in rolling mills. Materials Science Forum, v. 426-432, 2003, p. 57-66.
- 3) JONAS, J. J., The hot strip mill as an experimental tool. ISIJ International, V. 40, n. 8, March 2000, p. 731-738.
- 4) SICILIANO Jr, F., JONAS J. J., Previsão de cargas em laminação de tiras a quente. Metalurgia & Materiais, fevereiro1997, p. 95-97.
- 5) GORNI, A. A., VALLIN, P. S. S., Efeito da recristalização dinâmica na resistência a deformação de aços processados no laminador de tiras a quente, Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos – ABM, 40, Outubro 2003, p. 480-487.
- 6) SICILIANO Jr, F., Modelamento matemático durante a laminação de tiras a quente – o uso do laminador como ferramenta experimental, Seminário de Laminação – ABM, 37, Setembro 2000, p. 449-457.
- 7) SARMENTO, E. C., EVANS, J. F., Efeito da deformação acumulada e da recristalização dinâmica na resistência a deformação de aços alta resistência baixa liga durante a laminação de tiras a quente. Congresso Anual da ABM, 26, Setembro 1991, p. 617-627.
- 8) JONAS, J. J., Recovery, recrystallization and precipitation under hot working conditions, Nancy, V. 3, 1976, p. 997-1002.
- 9) MACHADO, M. L. P., Modelo termomicroestrutural para determinação de variáveis operacionais e metalúrgicas para utilização em simulação e/ou controle na laminação a quente de aços carbono e microligados, 2005, Tese (Doutorado), Universidade Federal do Espírito Santo.

- 10) POLIAK, E. I., JONAS, J. J., Initiation of dynamic recrystallization in Constant strain rate hot deformation, *ISIJ International*, v. 43, n. 5, p. 684-691.
- 11) REGONE, W., Simulação da laminação a quente de um aço livre de intersticiais (IF) através de ensaios de torção. 2001, Tese (Doutorado), Universidade Federal de São Carlos.
- 12) KIRIHATA, A., SICILIANO Jr., F., MACCAGNO, M., JONAS, J. J., Mathematical modeling of mean flow stress during the hot strip Rolling of multiply-alloyed medium carbon steels, *ISIJ International*, v. 38, 1998, n.2, p. 187-195.
- 13) SICILIANO Jr, F., MINAMI, K., MACCAGNO, M., JONAS, J. J., Mathematical modeling of the mean flow stress, fractional softening and grain size during the hot strip rolling of C-Mn steels, *ISIJ International*, v. 36, 1996, n.12, p. 1500-1506.
- 14) PIETRZYK M., ROUCOULES C., HODGSON P. D., Modelling the thermomechanical and microstructural evolution during of a Nb HSLA steel, *ISIJ International*, v. 35, 1996, n.5, p. 531-541.
- 15) LENARD J. G., PIETRZYK M., CSER L., Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products, ed. ELSEVIER, 1999, P. 61-86.
- 16) CUPERTINO K. F., MACHADO M. L. P., Implementação de um modelo matemático para correções na equação da tensão de escoamento média de Misaka em aços C-Mn na laminação de tiras a quente, Congresso Anual da ABM, 23 a 27, Julho 2007, p. 2883-2891.