

CARACTERÍSTICAS DE AMACIAMENTO A QUENTE E A MORNO ENTRE PASSES DE UM AÇO SILICIOSO¹

Kleiner Marques Marra²
Tulio Magno Fuzessy de Melo³

Resumo

Com o emprego de um simulador termomecânico Gleeble, modelo 3500, realizaram-se ensaios de compressão a quente com dupla deformação num aço ultrabaixo carbono, ligado ao silício e alumínio. Variou-se a taxa de deformação (1; 10 e 30 s⁻¹), a temperatura (1050°C-fase austenítica; 950°C-região intercrítica e 850°C-fase ferrítica) e o tempo entre passes (0,5; 1; 5 e 50 s), mantendo-se a deformação verdadeira dos dois passes igual a 0,2. As temperaturas empregadas situaram-se dentro da faixa industrial aplicada na laminação de acabamento do aço. A análise das curvas de fluxo obtidas permitiu a avaliação das características de amaciamento estático deste material. Verificou-se que o aço apresenta similares características de amaciamento nas três temperaturas avaliadas, com a fração amaciada crescendo com o tempo entre passes e com a taxa de deformação. Informações obtidas das curvas de amaciamento e evidências microestruturais indicaram que, nas duas maiores temperaturas (fase austenítica e parte superior da região intercrítica), o processo de restauração é governado por recristalização, com formação e crescimento de subgrãos. Já na menor temperatura (fase ferrítica) a restauração foi principalmente ditada por movimentação de contornos induzida por deformação (processo SIBM) e recuperação.

Palavras-chave: Aço silicioso; Ensaio de compressão; Recuperação; Recristalização; Laminação a morno.

SOFTENING CHARACTERISTICS OF A SILICON STEEL BETWEEN HOT AND WARM DEFORMATION PASSES

Abstract

Double hit compression tests were performed on a ultra low carbon Si-Al alloyed steel using a Gleeble thermo-mechanical simulator. The true strain in both deformation steps was kept constant (0,2), while varying the strain rate (1, 10 and 30 s⁻¹), the temperature (1050°C-austenite phase, 950°C-intercritical region and 850°C-ferritic phase) and the interpass time (0,5; 1; 5 and 50 s). The temperatures used are within the industrial range applied in the finishing rolling for this steel. The analysis of the flow curves obtained allowed the evaluation of the static softening characteristics of the steel. It was shown that the steel has a similar softening condition between passes at the three temperatures studied, with the softening fraction increasing with the increasing time and strain rate. The characteristics of the softening curves and microstructural features indicate that at the two higher temperatures (austenite phase and upper part of the intercritical region) the softening process is governed by recrystallization, with the nucleation and growth of subgrains. At the lower temperature, however, the softening was mainly due to strain induced boundary movement (SIBM) and recovery.

Key-words: Silicon steel; Compression test; Recovery; Recrystallization; Ferritic rolling.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, Dr., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

³ Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

1 INTRODUÇÃO

Os aços “elétricos” de grão-não-orientado (GNO) são aplicados principalmente nos núcleos de dispositivos eletromagnéticos rotativos, como geradores e motores. Esses materiais são adequados a essa aplicação em razão da baixa anisotropia das propriedades magnéticas (perda no núcleo e permeabilidade magnética) em relação ao plano das chapas de aço.⁽¹⁾

Dentro dessa classe de materiais existem os aços ligados ao silício (aços siliciosos) e denominados usualmente como semiprocessados que, na condição de laminados a frio, recozidos e com certo grau de encruamento não apresentam boas propriedades magnéticas. Essas propriedades são bastante melhoradas através de tratamentos térmicos realizados nos usuários, denominados usualmente por “descarbonetação”.⁽²⁾

Existe, atualmente, a tendência da fabricação de aços elétricos semiprocessados ultrabaixo carbono e com moderadas adições de silício e alumínio, de forma a se obter, após o tratamento térmico de descarbonetação, uma baixa perda magnética no núcleo aliada a elevados valores de permeabilidade magnética.

Devido ao baixo teor de carbono, elemento austenitizante, e à adição de Si e Al, elementos ferritizantes, estes modernos aços elétricos siliciosos são comumente acabados sob a condição de laminação a morno, ou seja, com os últimos passes da laminação a “quente” de acabamento ocorrendo na fase ferrítica.

Os aços ultrabaixo carbono comuns são processados a quente nas usinas siderúrgicas normalmente na fase austenítica. Desta forma, pouco conhecimento se tem do comportamento dos aços elétricos modernos. Por isto, neste trabalho, foram avaliadas as características de amacimento entre passes na faixa de temperaturas na qual um aço ultrabaixo carbono, ao silício e alumínio, é processado industrialmente na laminação de acabamento.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foi utilizado um aço elétrico, ultrabaixo carbono e com adição de silício e de alumínio. Esse material é industrialmente submetido, na laminação a quente, a uma etapa de desbaste que reduz a espessura de placa para cerca de 26 mm. Numa segunda etapa, dita etapa de acabamento, este aço tem sua espessura reduzida para 2,5 mm.

A etapa de desbaste ocorre em dois laminadores 4HI, ambos reversíveis. Já a laminação de acabamento se dá em um trem de laminação com 6 cadeiras.

As temperaturas de transformação deste aço, determinadas via ensaio dilatométrico, são $A_{r3}=960^{\circ}\text{C}$ e $A_{r1}=900^{\circ}\text{C}$. Com isto, pode ser verificado que o início da laminação de acabamento ocorre na fase austenítica; nas cadeiras intermediárias a redução de espessura se dá na região intercrítica, sendo finalizada na fase ferrítica.

Para a consecução deste trabalho foi obtida uma amostra do aço na entrada do trem de laminação, após a laminação de desbaste. A amostra referiu-se ao topo do esboço. Após corte da ponta do esboço, a amostra foi resfriada ao ar.

As características de amaciamento estático entre passes foram avaliadas pelo método da dupla deformação. Este método consiste em se aplicar, através de ensaios mecânicos de deformação a quente, dois passes sucessivos, normalmente com a mesma quantidade de deformação, geralmente baixa, inferior a 0,3.^(3,4) Com isto, a restauração estática é avaliada em função do intervalo entre os dois passes.

A observação da Figura 1 permite entender em que se baseia esse método⁽⁵⁾. Nessa figura são mostrados dois passes de compressão aplicados a um aço baixo carbono, com igual quantidade de deformação verdadeira (0,25) e com um determinado tempo entre os passes, num patamar de temperatura. O grau de amaciamento “X” é calculado pela seguinte expressão:

$$X = \frac{\sigma_m - \sigma_r}{\sigma_m - \sigma_o} \cdot 100\% ,$$

onde:

σ_m = tensão de fluxo imediatamente antes do descarregamento do 1º passe;

σ_o = tensão de fluxo de escoamento no carregamento (1º passe);

σ_r = tensão de fluxo de escoamento no recarregamento (2º passe).

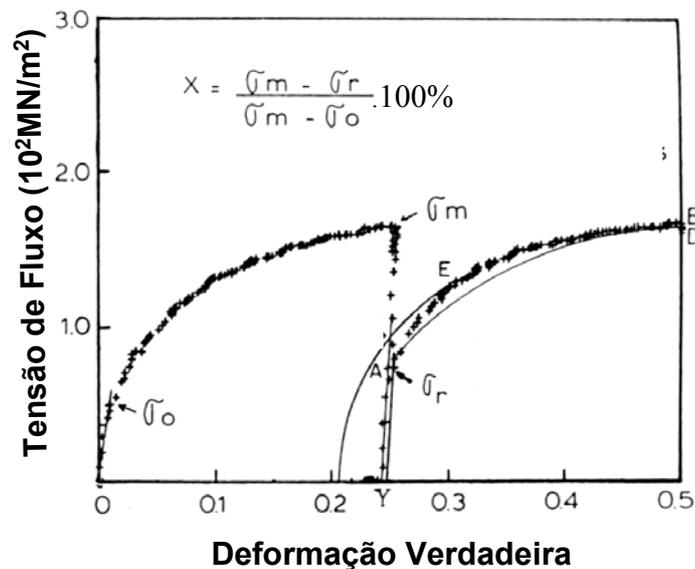


Figura 1 – Dupla deformação num ensaio de compressão para cálculo do grau de amaciamento.⁽⁵⁾

Como as tensões de fluxo de escoamento (σ_o e σ_r) foram definidas de modo convencional, para um desvio (*off set*) de deformação elástica de 0,2%, então o método acima é também comumente chamado de dupla deformação *off set*.

Foi usado o ensaio de compressão cilíndrica para a determinação do parâmetro X, com os corpos-de-prova sendo confeccionados com o eixo paralelo à direção de laminação, com diâmetro de 10 mm e altura de 15 mm. Empregou-se um simulador termomecânico Gleeble para a realização dos ensaios de compressão.

Foram aplicadas duas deformações sucessivas por compressão (0,2), com quatro diferentes valores de tempo entre passes (0,5; 1; 5 e 50 s) e sob três taxas de deformação (1; 10 e 30 s⁻¹).

As temperaturas de ensaio foram 1050, 950, 850°C, de forma a avaliar o material na região austenítica, intercrítica (parte superior, com supremacia da fase austenítica) e ferrítica. A Figura 2 mostra esquematicamente o ciclo termomecânico aplicado no ensaio de dupla deformação.

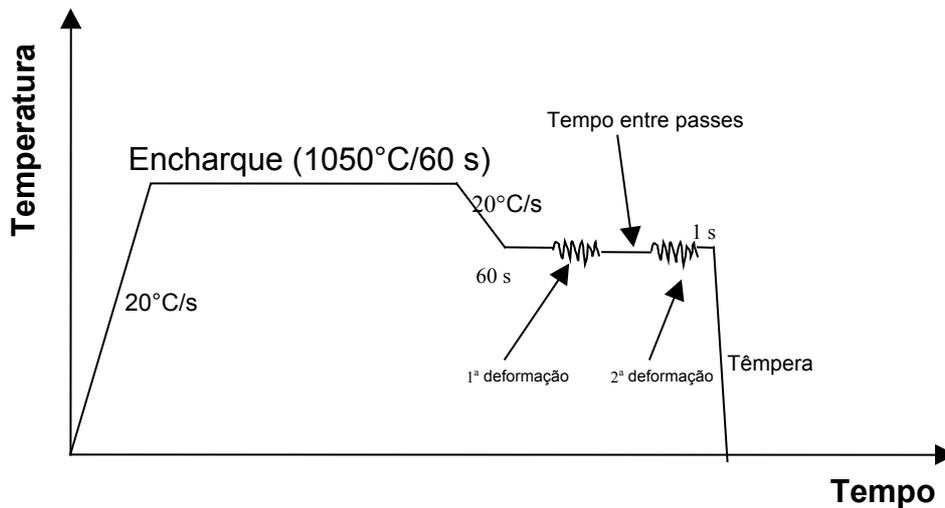


Figura 2 – Ciclo termomecânico para a aplicação da dupla deformação.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As Figuras 3 a 5 mostram os resultados obtidos. Pode ser visualizado que, nas temperaturas de 950 e 1050°C, as curvas apresentam um formato sigmoidal, de acordo com padrão de Avrami,⁽⁶⁻⁸⁾ característico de processos que envolvem nucleação e crescimento de grãos, como é o caso da recristalização estática. Nota-se, no entanto, que na temperatura de 850°C, portanto na região ferrítica, o formato sigmoidal foi menos evidente.

Há indícios nas figuras 3 a 5 de que, nos três patamares de temperaturas empregados, o tempo de incubação para o início do amaciamento foi muito pequeno, ou seja, o processo de restauração microestrutural foi disparado muito rapidamente após a deformação a quente.

Obviamente, o aumento do tempo entre passes contribuiu para uma maior restauração da matriz metálica.

Nota-se também que o incremento da taxa de deformação facilitou a ocorrência da recristalização. Isto pode ser justificado pelo aumento da quantidade de sítios para a nucleação heterogênea de novos grãos com o aumento da taxa. Estes sítios são regiões com alta densidade de deslocamentos, tais como bandas de deformação, fronteiras de células de deformação, vizinhanças de partículas de segunda fase e contornos de grão. Especialmente na maior taxa, 30 s^{-1} , apareceram valores de fração de recristalização superiores a 100%, o que pode parecer a princípio uma impossibilidade. No entanto, isto ocorreu certamente em função de uma completa restauração seguida de crescimento de grãos, o que torna o material mais macio em relação a sua situação inicial.

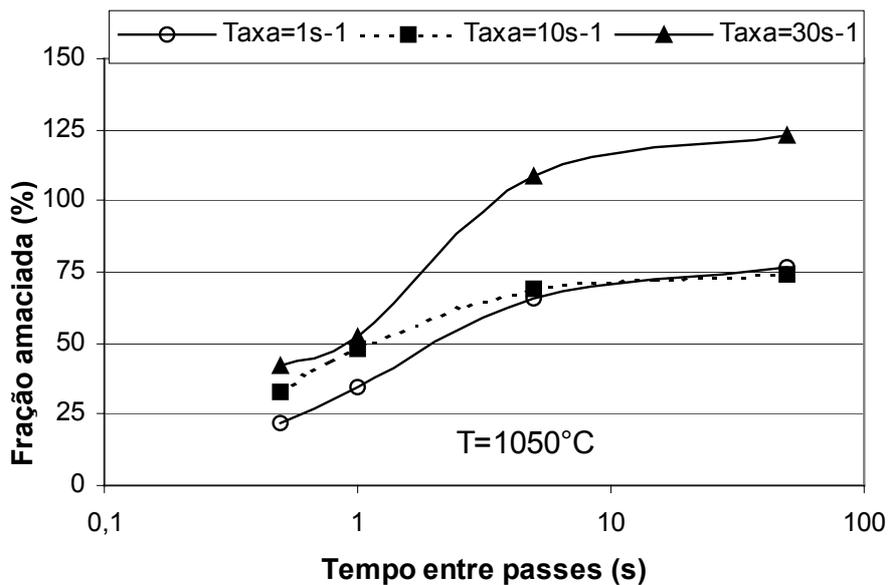


Figura 3 – Evolução da fração de amaciamento com o tempo entre passes na temperatura de 1050°C.

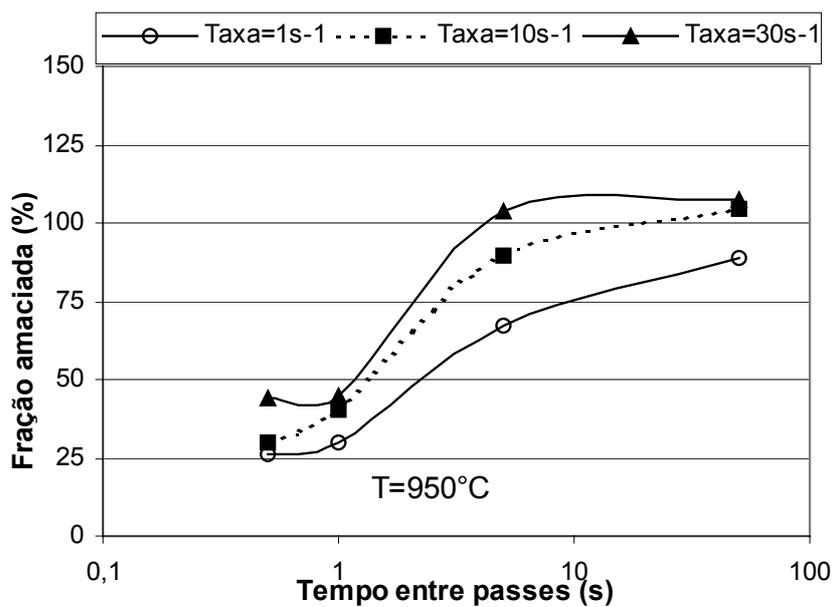


Figura 4 – Evolução da fração de amaciamento com o tempo entre passes na temperatura de 950°C.

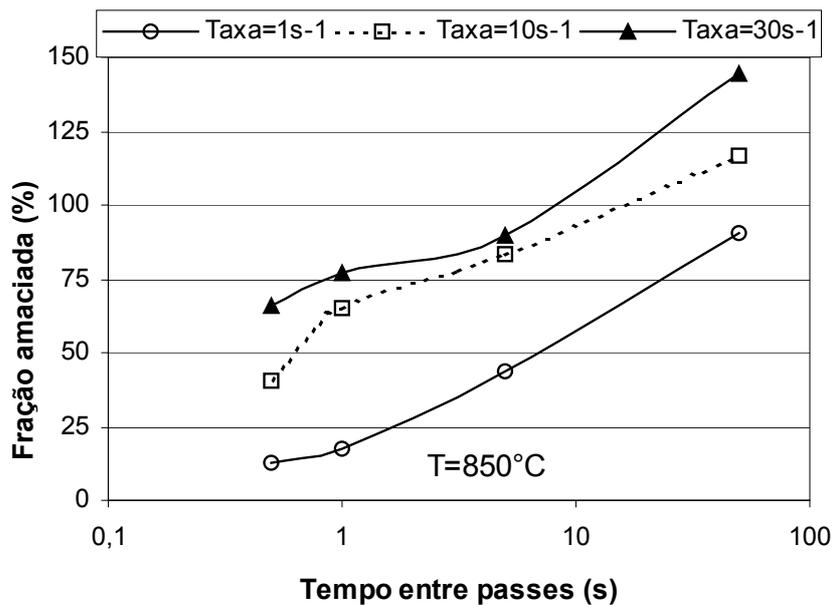


Figura 5 – Evolução da fração de amaciamento com o tempo entre passes na temperatura de 850°C.

Se forem tomados os tempos para se ter a metade do material amaciado (t_{50}), ou seja, para $X=50\%$, numa taxa de 10 s^{-1} , conforme apresenta a figura 6, pode ser observado que quando se passa de 1050°C para 950°C há um pequeno aumento do parâmetro t_{50} . Isto significa que ao deslocar do campo austenítico para a entrada da região bifásica há uma discreta desaceleração no processo de restauração. Isto pode ser justificado pela redução da temperatura, já que a recristalização é um processo termicamente ativado. A matriz metálica, nas duas situações (1050°C e 950°C) pode ser considerada praticamente austenítica.

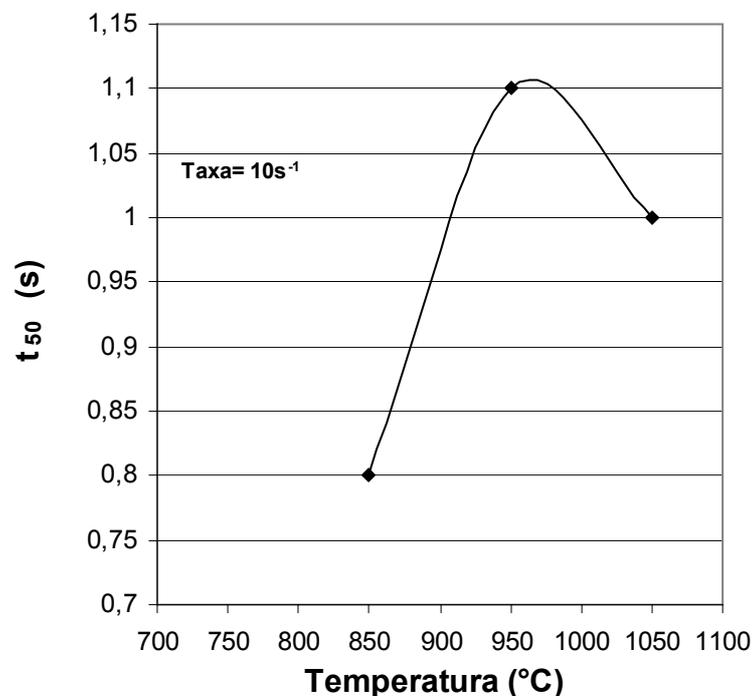


Figura 6 – Variação do tempo para 50% de amaciamento com a temperatura de ensaio.

De outra maneira, de 950°C para 850°C passou-se de uma microestrutura quase toda austenítica para uma microestrutura totalmente ferrítica. Pode ser visto na figura 6 que, embora fosse esperado um atraso na restauração, houve uma agilização não muito substancial do amaciamento. Isto deve estar ligado à ativação do mecanismo da recristalização SIBM (movimentação de contornos induzida por deformação), que é operante a altas temperaturas na região ferrítica e que se conduz de maneira rápida.^(7,9) Aliás, o formato não exatamente sigmoidal das curvas de recristalização observado na figura 5 sugere que a restauração a 850°C deve ser mesmo processada preponderantemente por SIBM, coadjuvada por recuperação, também bastante operativa na ferrita (material com alta energia de falha de empilhamento).

Adicionalmente foi realizada uma avaliação microestrutural após deformação em ensaio de compressão, também no simulador Gleeble. O ensaio constou de um só passe (deformação verdadeira de 0,2 e taxa 1 s⁻¹), a 850, 950 e 1000°C, sendo as amostras “temperadas” após 0,5 s da deformação. Com isto, houve uma restauração parcial. Observações em microscópio ótico mostraram indícios de ter havido início de recristalização por SIBM na amostra processada a 850°C (contornos de grãos rendilhados e alguns grãos crescidos para o interior de outros) e recristalização por formação e crescimento de subgrãos nas amostras trabalhadas a 950°C e 1000°C (grãos finos e mais definidos dentro de outros ou nos contornos de outros), conforme indica a Figura 7.

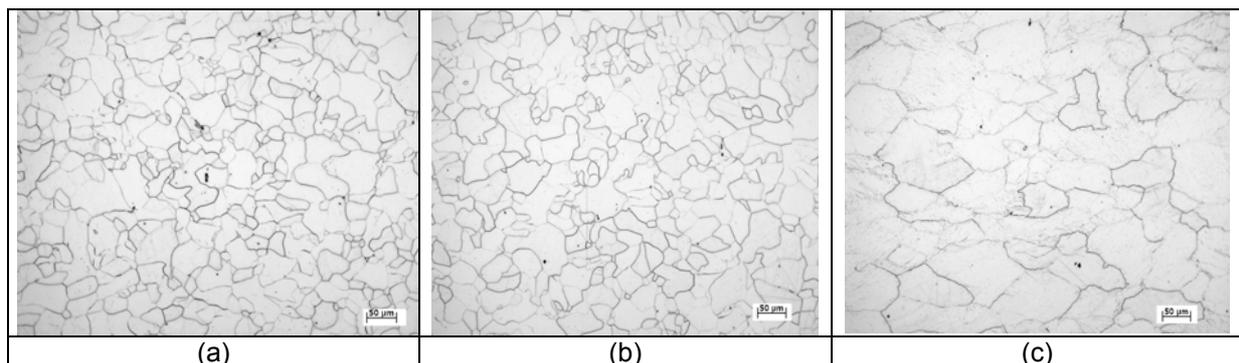


Figura 7 – Microestrutura do aço após deformação em ensaio de compressão nas temperaturas de (a)1000°C, (b) 950°C e (c) 850°C. Tempo de 0,5 s de encharque nestas temperaturas antes de resfriamento sob alta taxas.

Como o aço avaliado neste estudo foi acabado numa temperatura de aproximadamente 860°C, pode-se dizer que nestas condições tem-se, entre as cadeiras de laminação, uma efetiva condição de amaciamento estático. Como nas últimas cadeiras do trem de laminação o tempo entre passes situa-se entre 0,5 s e 1 s, e as taxas de deformação são superiores a 30 s⁻¹, então, pode-se inferir que há um substancial amaciamento, podendo ser superior a 50%.

As curvas de fração amaciada podem ser modeladas segundo equações do tipo Avrami,^(6,10) apesar do comportamento não sigmoidal na fase ferrítica (850°C), da seguinte maneira:

$$X = 100 - 100 \cdot \exp \left[-B \left(\frac{t}{t_{50}} \right)^n \right]$$

onde B e n são constantes do aço.

Assim, o conhecimento de t_{50} e n permite uma completa descrição da cinética de recristalização.

Se na equação anterior for explicitado $\frac{100}{100-X}$ e tomado duas vezes o logaritmo natural deste parâmetro versus o logaritmo do tempo, para uma taxa de deformação de 1 s^{-1} (como exemplo), conforme figura 8, tem-se curvas cujas inclinações valem o expoente “ n ” da equação anterior. Pode ser observado nesta figura que as inclinações das curvas nas temperaturas de 850°C , 950°C e 1050°C são próximas. Isto significa que a “facilidade” de amaciamento nas três temperaturas é também próxima. Este resultado reforça as conclusões das Figuras 3 a 5.

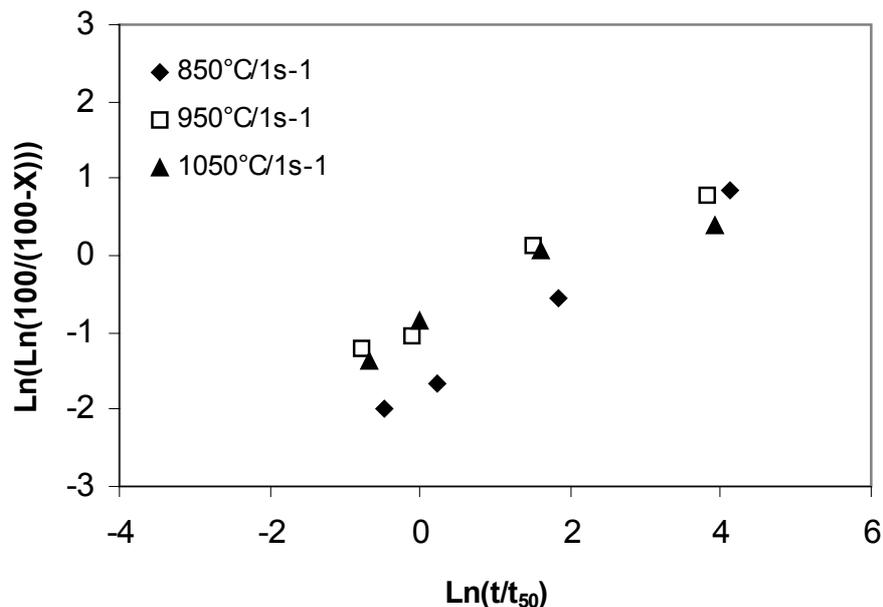


Figura 8 – Variação do parâmetro $\text{Ln}\{100/(100-X)\}$ com a relação t/t_{50} .

4 CONCLUSÕES

Foram verificadas características de restauração estática de um aço elétrico, ultrabaixo carbono e com adições de silício e alumínio. Para isto empregou-se o ensaio mecânico de deformação a quente por compressão axissimétrica.

O aço é processado industrialmente com a laminação de acabamento ocorrendo inicialmente na fase austenítica, intermediariamente na fase intercrítica e com o final na região ferrítica.

As características de amaciamento entre passes ($\varepsilon = 0,2$) foram investigadas pelo método da dupla deformação *off set*, sendo empregados três níveis de taxas de deformação (1 ; 10 e 30 s^{-1}) e quatro tempos entre passes ($0,5$; $1,0$; $5,0$ e 50 s). Três patamares de temperatura foram avaliados, ou seja: (i) 850°C (fase ferrítica); (ii) 950°C (fase intercrítica) e (iii) 1050°C (fase austenítica).

A fração amaciada cresceu com a taxa de deformação e o tempo entre passes.

Concluiu-se também que, nas três temperaturas, a restauração foi rápida. Isto foi verificado pelo tempo necessário para ocorrer 50% de fração amaciada e pelo expoente n de avanço logarítmico da fração de amaciamento.

Assim, pode ser inferido que o aço avaliado possui boa capacidade de amaciamento entre passes durante sua laminação industrial.

Baseado no formato não essencialmente sigmoidal das curvas de amaciamento na temperatura de 850°C (fase ferrítica), e, também, em aspectos microestruturais, inferiu-se que nesta temperatura parece ter havido preponderantemente restauração via recristalização por SIBM e recuperação estática. Já nas fases intercríticas e austenítica, o modo de amaciamento se deu por formação e crescimento de subgrãos.

REFERÊNCIAS

- 1 MARRA, K. M.; MELO, E. G. ; RIBEIRO, C. F. – Série USICORE – Aços Elétricos Semiprocessados – 54° Congresso Anual da ABM, São Paulo/SP, 1999, 10p.
- 2 MARRA, K. M.; MELO, E. G. ; VIEIRA, C. F. – Influência das Condições de Descarbonetação nas Propriedades Magnéticas do Aço USICORE 260 – 56° Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte/MG, 2001, 10p.
- 3 KILBER, J. & SCHINDLER, I. – Recrystallization/Precipitation Behaviour in Microalloyed Steels – Journal of Materials Processing and Technology, v. 60, 1996, p.: 597-602.
- 4 SCHINDLER, I.; KILBER, J.; BORUTA, J. – Mathematical Description of Static Recovery of Type C-Mn-Mo-Nb-V Microalloyed Steel – Steel Research, v. 61, No 6, 1991, p.: 266-271.
- 5 ANDRADE, H. L.; JONAS, J. J. – Effect of Molybdenum, Niobium and Vanadium on Static Recovery and Recrystallization on Solute Strengthening in Microalloyed Steels – Metallurgical Transactions A, V. 14A, October 1983, p.: 1967-1977.
- 6 LAASRAOUI, A. – Computer Modelling of Temperature, Flow Stress and Microstructure during the Hot Rolling of Steels – Thesis, McGill University, Montreal (Canada), 1990, 290p.
- 7 PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr., F. - Encruamento, Recristalização e Textura - Editado pela Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996, São Paulo, 158p.
- 8 SANTOS, A. A. – Análise Crítica de Equações para a Cinética de Recristalização Estática durante a Laminação a Quente de Aços CMn – 59° Congresso Anual da ABM, São Paulo/SP, 2004, 10p.
- 9 HUMPPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. – Recrystallization and Related Annealing – Phenomena, Elsevier Science Ltd, Oxford (UK), 1995, 489p
- 10 COLAS, R. – Mathematical Modelling of Hot Rolling Steel Strip – Materials Science and Technology, v. 14, may 1988, p.: 388-393.