

AValiação DO COMPORTAMENTO TERMOMEcÂNICO DO Aço API 5L X80M – PSL2 MICROLIGADO AO Nb-Ti ATRAVÉS DE ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE¹

Fernanda Huebra Martins²

Everaldo Antônio Caldeira³

José Brunoro⁴

Luciana Nogueira⁵

Marcelo Lucas Pereira Machado⁶

Resumo

A laminação controlada de aços alta resistência baixa liga (ARBL) tem sido largamente utilizada na produção de tubos de grande diâmetro para indústria de óleo e gás. O processamento termomecânico controlado é utilizado para maximizar o refinamento do grão visando um aumento na resistência mecânica e tenacidade dos aços. Neste contexto, o aço API 5L X80 microligado ao Nb-Ti foi submetido a ensaios de torção a quente com o objetivo de determinar sua temperatura de não recristalização (T_{nr}) e avaliar seu comportamento termomecânico a quente. Através das curvas de escoamento plástico foi possível observar a ocorrência de recristalização dinâmica para deformações acima da T_{nr} e para temperaturas abaixo desta o aço apenas recuperou dinamicamente conforme esperado. Pode-se concluir que nos processos de deformação a quente, os fenômenos de recuperação e recristalização dinâmica, que caracterizam o comportamento termomecânico do material, estão diretamente relacionados a temperatura de processamento.

Palavras-chave: Ensaio de torção a quente; Aço API 5L X80; Recristalização dinâmica; Curvas de escoamento plástico.

EVALUATION OF THERMOMECHANICAL BEHAVIOR OF API 5L X80M – PSL2 STEEL MICROALLOYED WITH Nb-Ti THROUGH HOT TORSION TESTING

Abstract

Thermomechanical rolling of High-Strength Low-Alloy steels (HSLA) is used to produce large diameter tubes for oil and gas industry. Thermo-Mechanical Controlled Process (TMCP) is used to maximize grain refinement and achieve both higher strength and toughness. In this context the API 5L X80 steel microalloyed with Nb-Ti was subjected to hot torsion testing to determine recrystallization stop temperature (T_{nr}) and characterize its hot deformation behavior. Through the plastic flow curves was possible to observe the occurrence of dynamic recrystallization for deformations above the T_{nr} and for the temperature lower T_{nr} the steel only recovered dynamically as expected. It can be concluded that the hot deformation process, the dynamic recovery and recrystallization, which characterize the thermomechanical behavior of the material, are directly related to processing temperature.

Keywords: Hot torsion test; API 5L X80 steel; Dynamic recrystallization; Flow/ stress curves.

¹ Contribuição técnica ao 50° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.

² Engenheira Mecânica, Analista em Assistência Técnica a Clientes da ArcelorMittal Tubarão, Aluna de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do IFES, Vitória - Brasil

³ Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia Metalúrgica, Especialista em Assistência Técnica a Clientes da ArcelorMittal Tubarão, Vitória - Brasil

⁴ Tecnólogo em Mecânica, Professor do curso de Mecânica do IFES, Aluno de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do IFES, Vitória - Brasil

⁵ Aluna de Graduação do Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais do IFES, Vitória - Brasil

⁶ Professor Doutor dos Curso de Mestrado e Engenharia Metalúrgica e de Materiais do IFES, Vitória - Brasil

1 INTRODUÇÃO

O processamento termomecânico controlado (*TMCP – Thermo-Mechanical Controlled Process*) de um aço microligado visa principalmente o refino da microestrutura, através da qual é possível aumentar a resistência mecânica e a tenacidade do aço. Aços produzidos por laminação controlada têm grande importância para o segmento siderúrgico devido ao seu excelente desempenho a baixos custos de produção. Esses aços encontram grande aplicação na produção de tubos para transporte de óleo e gás.

Uma grande vantagem da laminação TMCP é que elimina-se a etapa de tratamento térmico do tubo, que consome energia, aumenta seu custo e tempo de fabricação.⁽¹⁾

O processamento termomecânico controlado consiste em deformações na região de recristalização da austenita, com refinamento dos grãos pela recristalização entre passes de laminação e deformações na região de não recristalização da austenita com a produção de grãos alongados e bandas de deformação.⁽²⁾ Nesse processo objetiva-se o refino da microestrutura austenítica, o qual é transferido para estrutura ferrítica resultante da sua transformação de fase.⁽³⁾ A laminação pode ser seguida de resfriamento ao ar com a produção de grãos ferríticos muito finos ou de resfriamento a água resultando em grãos ferríticos ainda mais refinados que no primeiro caso. Dependendo das taxas de resfriamento e das temperaturas de início e fim de resfriamento, podem-se obter estruturas aciculares.⁽²⁾

O encruamento da austenita na fase de acabamento da laminação faz com que as cargas de laminação atinjam valores muito altos⁽¹⁾. Uma alternativa para contornar essa situação é a utilização de aços com teores relativamente altos de nióbio, normalmente entre 0,08 e 0,11%, os quais elevam a temperatura de não recristalização da austenita. Esse tipo de laminação é conhecido como processamento sob alta temperatura (*HTP – High Temperature Processing*). Um dos principais benefícios do projeto de liga HTP é a capacidade de processamento em temperaturas mais elevadas que na laminação TMCP convencional, o que permite uma redução sensível nas cargas de laminação.⁽⁴⁾

O objetivo desse trabalho é encontrar as temperaturas críticas de processamento para um aço API 5L X80 microligado ao Nb-Ti e avaliar seu comportamento termomecânico durante a deformação a quente. Para isso foram realizados ensaios de torção a quente com múltiplas deformações em resfriamento contínuo e ensaios isotérmicos.

Os valores das temperaturas de não recristalização da austenita (T_{nr}) e de início da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ (A_{r3}) obtidos através do ensaio com múltiplas deformações em resfriamento contínuo foram comparados com os valores calculados por meio de equações encontradas na literatura.

O valor da T_{nr} pode ser determinado em função da composição química através da equação 1 proposta por Boratto, Barbosa e Santos, a partir de resultados obtidos por ensaios de torção a quente com múltiplos passes:^(2,3)

$$T_{nr}(^{\circ}C) = 897 + 464.C + (6445.Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732.V - 230.\sqrt{V}) + 890.Ti + 363.Al - 357.Si \quad (1)$$

Os teores de composição química para os quais a equação é válida são: 0,04% < C < 0,17%; Nb < 0,05%; V < 0,12%; Ti < 0,06%; Al < 0,05% e Si < 0,5%.

O valor da A_{r3} pode ser obtido em função da composição química através da equação 2 desenvolvida por Ouchi⁽³⁾:

$$Ar3(^{\circ}C) = 910 - 310.C - 80.Mn - 20.Cu - 15.Cr - 55.Ni - 80.Mo + 0,35(t - 8) \quad (2)$$

Onde t é a espessura da placa laminada em mm, considerando t entre 8 e 30 mm.

Definidas as temperaturas críticas foram programados os ensaios isotérmicos onde é possível analisar por meio das curvas de escoamento plástico o comportamento termomecânico do material. Foram verificadas as regiões onde ocorrem recristalização e recuperação dinâmica.

A recristalização dinâmica é um importante mecanismo para controle da microestrutura durante a deformação a quente. Esse mecanismo de amaciamento desempenha um papel importante na redução da tensão de fluxo, na redução do tamanho de grão austenítico e é uma ferramenta útil para controlar as propriedades mecânicas durante a laminação. A previsão do estado crítico para o início da recristalização dinâmica é interessante para o modelamento de processos industriais.⁽⁵⁾

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Composição Química

O material utilizado no trabalho foi um aço API 5L X80 (com alto Nb) produzido no Laminador de Tiras a Quente da ArcelorMittal Tubarão, cuja composição química encontra-se na Tabela 1.

Tabela 1. Composição Química do aço API 5L X80

Elementos (% em Peso)									
C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Ca
≤ 0,10	≤ 0,30	≤ 1,70	≤ 0,018	≤ 0,005	≤ 0,050	≤ 0,0100	~0,09	≤ 0,030	≤ 0,0050

2.2 Corpos de Prova

Os corpos de prova foram usinados a partir de uma chapa de 15,88 x 1.500 x 500 mm, com diâmetro útil de 5 mm e comprimento útil de 20 mm, conforme representado na figura 1. O dimensionamento dos corpos de prova foram otimizados para atender a capacidade de máximo torque do equipamento de torção e obter maiores taxas de deformação.

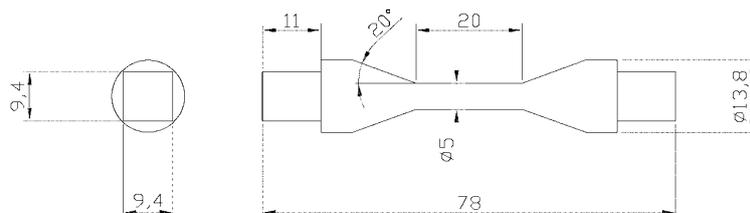


Figura 1. Desenho esquemático do corpo de prova.

2.3 Equipamento Utilizado no Ensaio de Torção a Quente

Os ensaios de torção a quente foram realizados em uma máquina horizontal de torção a quente Instron modelo 55MT do laboratório de conformação mecânica do IFES. O aquecimento do corpo de prova foi feito através de forno de indução. Para evitar a corrosão, as amostras foram mantidas em um tubo de quartzo com passagem contínua de gás Argônio durante o aquecimento. O controle da temperatura foi monitorado com a utilização de um termopar do tipo K (Cromel-Alumel) que foi inserido em um furo na extremidade do corpo de prova localizado logo após a seção útil.

Os resultados obtidos através do ensaio correspondem aos valores do torque e do ângulo medidos. A tensão equivalente e a deformação equivalente são calculadas através das expressões:⁽⁶⁾

$$\sigma_{eq} = \frac{\delta\sqrt{3}}{2\pi R^3} (3 + m + n) \quad (3)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{R\theta}{L\sqrt{3}} \quad (4)$$

Onde δ é o torque aplicado, R é o raio útil do corpo de prova, L é o comprimento útil do corpo de prova, θ é o ângulo de rotação e, m e n correspondem à sensibilidade do material à taxa de deformação e ao encruamento, respectivamente. O valor de $m+n$ pode ser considerado 0,3.⁽⁶⁾

2.4 Programação dos Ensaio de Torção a Quente

Foram realizados dois tipos de ensaios que podem ser separados em ensaios com múltiplas deformações em resfriamento contínuo e ensaios isotérmicos.

2.4.1 Ensaio com múltiplas deformações em resfriamento contínuo

Nesse ensaio, o corpo de prova foi aquecido até a temperatura de encharque de 1240°C, a uma taxa média de 3°C/s, e mantido nesta temperatura por um tempo de 3 minutos. Em seguida o corpo de prova foi resfriado continuamente, a uma taxa de 1°C/s e sofreu deformações constantes de 0,2, a uma taxa de deformação de 0,2 s⁻¹ com as temperaturas variando de 1170°C até 600°C em intervalos de 30°C, mantendo-se o tempo de espera de 30s entre as deformações.

2.4.2 Ensaio isotérmicos

Os corpos de provas foram aquecidos até a temperatura de encharque de 1240°C, a uma taxa média de 3°C/s, e mantido nesta temperatura por um tempo de 3 minutos. Em seguida os corpos de provas foram resfriados a uma taxa de 1°C/s até a temperatura de ensaio e mantidos nessa temperatura por 1 minuto para eliminação dos gradientes térmicos antes do início da deformação. Foram realizados ensaios variando a temperatura para uma mesma taxa de deformação. Os ensaios foram realizados a temperaturas de 1.150°C; 1.000°C; 950°C e 850°C, com taxas de deformação de 0,2 s⁻¹ e deformação máxima de 3.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Ensaio com Múltiplas Deformações em Resfriamento Contínuo

Através desse ensaio foi possível determinar as temperaturas críticas de processamento, T_{nr} , A_{r3} e A_{r1} . Na Figura 2 é possível ver o resultado das curvas de tensão equivalente x deformação equivalente obtidas através do ensaio de torção a quente com múltiplas deformações, com taxa de deformação de $0,2 \text{ s}^{-1}$.

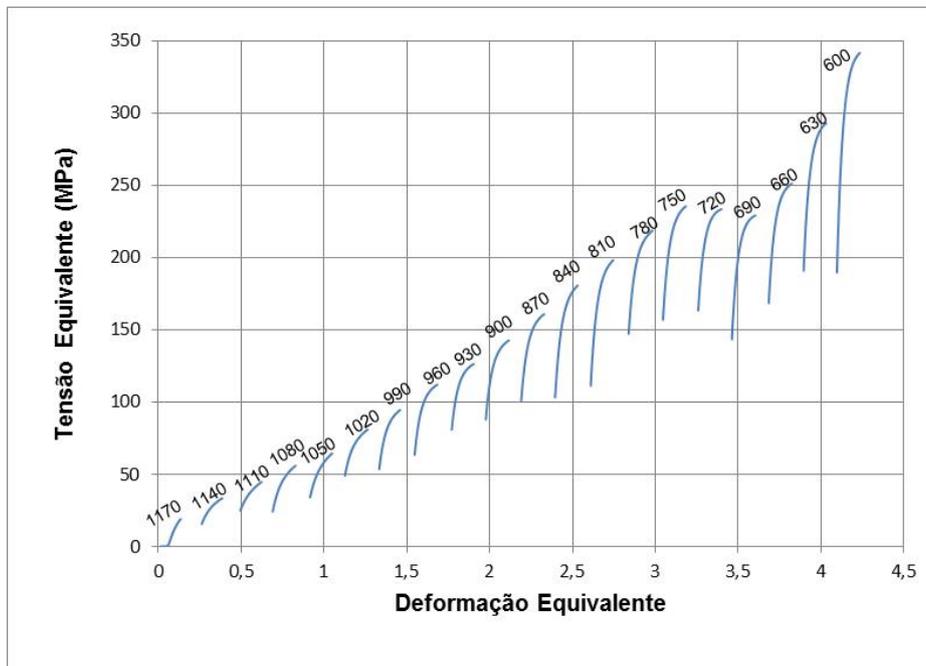


Figura 2. Curvas tensão equivalente x deformação equivalente geradas no ensaio de torção a quente com múltiplas deformações em resfriamento contínuo para um aço API 5L X80.

Conforme Figura 2 podemos verificar que há uma variação da tensão equivalente em função da mudança de temperatura na qual a deformação é aplicada. Nota-se que a tensão aumenta à medida que a temperatura diminui até um valor de 750°C , o que evidencia a região austenítica. Para temperaturas menores que 1.050°C (5° passe) há um aumento mais acentuado da tensão, o que caracteriza uma mudança de região de recristalização para uma região de encruamento, ou seja, regiões onde não há recristalização (temperaturas abaixo da T_{nr}). Em seguida com a diminuição da temperatura, a queda da tensão a 750°C evidencia o aparecimento de ferrita, que é o início da região intercrítica ($\gamma + \alpha$) ou A_{r3} do diagrama Fe_3C . Finalmente, a tensão aumenta novamente com a diminuição da temperatura a 690°C o que evidencia o aparecimento da cementita, que é o início da região ferrítica-cementita ou A_{r1} . Essa temperatura é conhecida como a temperatura de fim de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

Para uma determinação mais precisa da T_{nr} calculou-se a Tensão de Escoamento Média (TEM) definida como a área abaixo da curva da Tensão em relação à Deformação Plástica sofrida pelo material através da equação:⁽⁷⁾

$$TEM = \bar{\sigma} = \frac{1}{\epsilon_2 - \epsilon_1} \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_2} \sigma d\epsilon \quad (5)$$

Desta forma, obtêm-se um gráfico da Tensão de Escoamento Média (TEM) de cada curva em função do inverso da temperatura em Kelvin. No gráfico verifica-se uma reta a altas temperaturas onde ocorre a recristalização da austenita e outra reta em temperaturas mais baixas, com uma inclinação maior que a primeira, onde não ocorre à recristalização da austenita. A T_{nr} é definida na interseção dessas duas retas.⁽⁷⁾

Conforme gráfico da Figura 3 confirma-se a T_{nr} em 1.050°C. Através desse gráfico também podem ser determinados os valores de A_{r3} e A_{r1} através da mudança no padrão do comportamento da curva em temperaturas mais baixas.

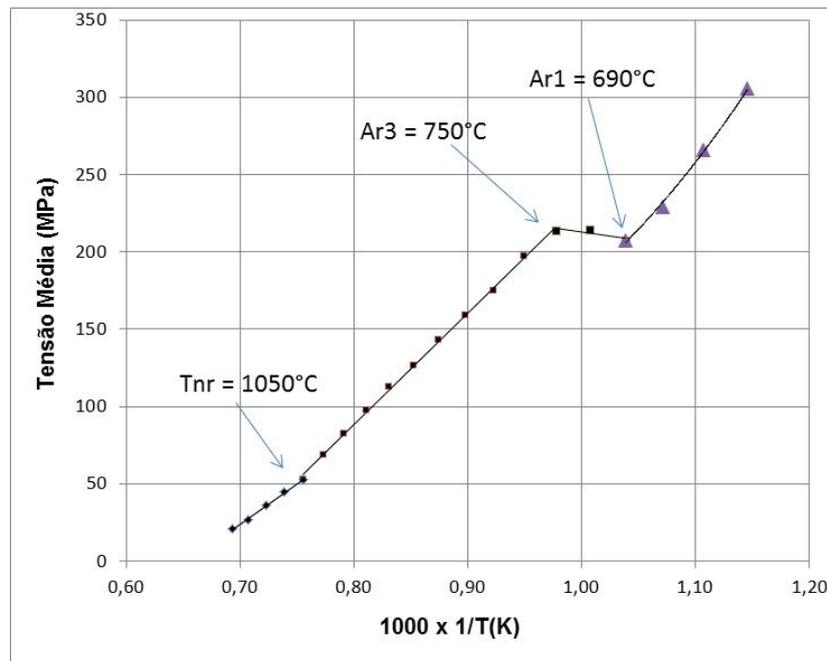


Figura 3. Gráfico da tensão média equivalente versus $1000 \times 1/T$ para o aço API 5L X80.

Conforme visto anteriormente o valor da T_{nr} pode ser calculado através da equação 1 proposta por Boratto, Barbosa e Santos. Porém essa equação só é válida para valores de Nb < 0,05% e o teor desse elemento no aço do presente trabalho é de aproximadamente 0,09%. Utilizou-se a equação 1 para calcular a T_{nr} do aço API 5L X80, porém considerou-se um valor de Nb de 0,049%. Conforme é sabido o Nb aumenta a temperatura de não-recristalização da austenita pelo “arraste de soluto”⁽²⁾. Diante disso o valor da T_{nr} encontrado no ensaio deverá ser maior do que o obtido pelo cálculo da equação 1. Na tabela 2 segue os valores das temperaturas críticas obtidas através do ensaio de torção a quente e os valores obtidos através das equações 1 e 2.

Tabela 2. Valores das temperaturas críticas obtidas no ensaio de torção e calculadas.

	T_{nr}	A_{r3}	A_{r1}
Ensaio de Torção	1.050°C	750°C	690°C
Calculado	> 1.038°C*	747°C**	-

* Calculado para Nb = 0,049%; ** Foi desconsiderado o último termo da equação, pois o material estudado não se trata de uma placa.

Ao compararmos os valores da T_{nr} obtidos pela equação 1 (>1.038°C) e pelo ensaio de torção a quente (1.050°C), considera-se que os valores do ensaio estão dentro do esperado.

O valor de 1.050°C para T_{nr} é um valor considerado relativamente alto quando comparado com valores encontrados para outros aços estruturais, o que é explicado pelo alto teor de Nb presente no aço, que tem o efeito de aumentar a temperatura de não-recristalização da austenita pelo “arraste de soluto” e pela formação de precipitados de Nb(CN), induzidos pela deformação no campo austenítico, resultando em grãos alongados que promovem uma maior quantidade de núcleos na transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ ⁽²⁾.

Hulka e Gray⁽⁸⁾ determinaram o valor da T_{nr} para um aço baixo carbono com teor de Nb (0,09/ 0,10%) próximo ao deste trabalho através de ensaio de torção a quente, com deformações de 0,25, tempo de espera de 30s entre as deformações e uma taxa de resfriamento de 1°C/s. Conforme pode ser visto na figura 4 o valor encontrado foi de 1.060°C.⁽⁸⁾

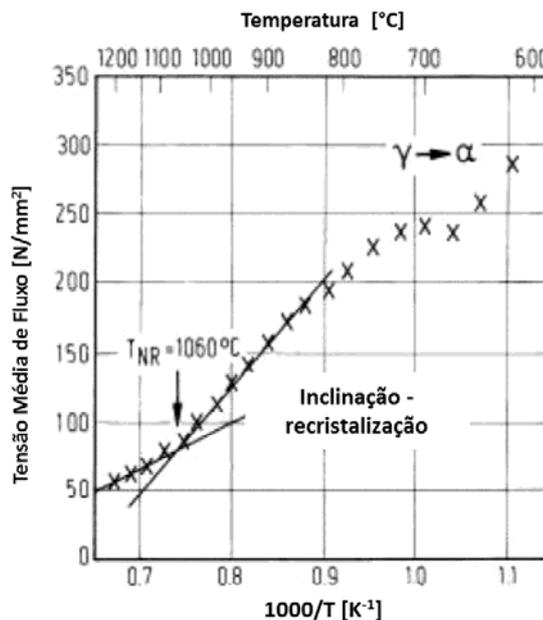


Figura 4. Gráfico da tensão média de fluxo *versus* $1000 \times 1/T$ para diferentes temperaturas de deformação em um aço HTP.⁽⁸⁾

A variação entre os valores da T_{nr} do presente trabalho (1.050°C) e do experimento de Hulka e Gray (1.060°C) é de aproximadamente 1%.

Para os valores da A_{r3} , observa-se uma diferença de 0,4% entre os valores obtidos pela equação 2 (747°C) e pelo ensaio (750°C).

3.2 Ensaio Isotérmicos

Através desse ensaio é possível traçar as curvas de Tensão equivalente *versus* Deformação equivalente, onde são identificadas a tensão de pico (σ_p) e a tensão no regime estacionário (σ_{ss}). As curvas de escoamento plástico estão representadas no gráfico da figura 5 para diferentes temperaturas. Observa-se um aumento na tensão de pico à medida que a temperatura decresce, esse resultado mostra similaridade com outros estudos realizados através de ensaio de torção a quente.^(9,10) Esse comportamento é esperado visto que a densidade e distribuição de discordâncias, assim como a energia armazenada na deformação são fatores que dependem diretamente da temperatura durante a deformação do metal.^(11,12) Com o decréscimo da temperatura a mobilidade das discordâncias diminui, gerando um aumento da

tensão e um deslocamento das curvas para a esquerda, o que mostra que existe um maior encruamento do material.^(9,10)

Para as temperaturas de 850°C, 950°C e 1.000°C as curvas apresentam uma forma típica a de materiais que se recuperam dinamicamente, isto é, acontece um maior endurecimento no início da deformação, apresentando uma alta taxa de encruamento até atingir um pico de tensão. Nas curvas a 1.000°C e 950°C após o pico de tensão ser atingido há um diminuição da tensão devido a um amaciamento dinâmico. Já para temperatura de 850°C o estado estacionário é atingido logo após o pico de tensão.

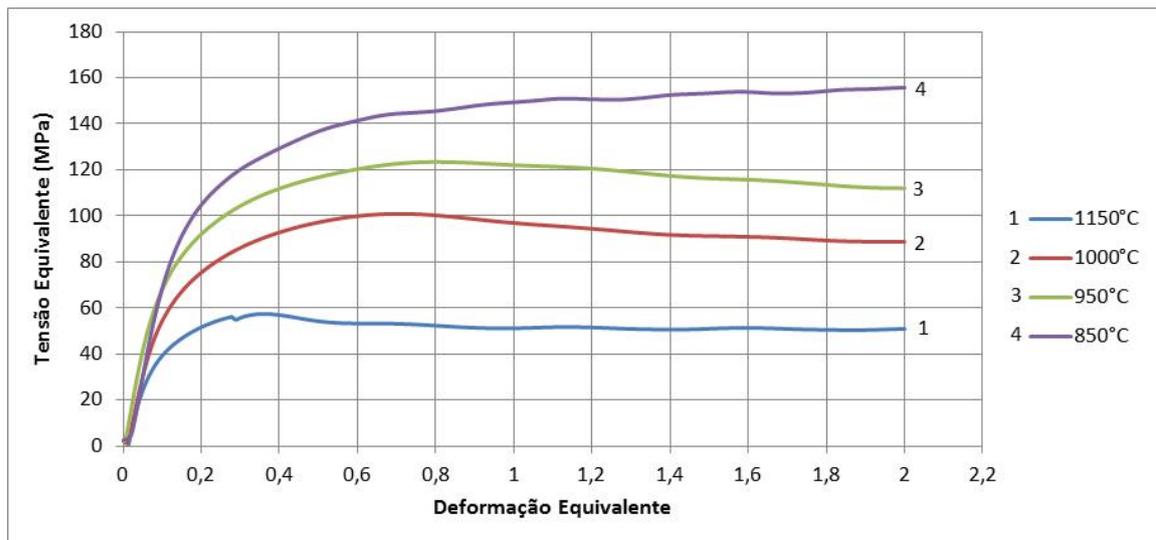


Figura 5. Curvas de Tensão equivalente *versus* deformação equivalente obtidas por ensaios de torção a quente para um aço API 5L X80 a diferentes temperaturas e taxa de deformação constante de 0,2s⁻¹.

Observa-se que na temperatura de 1.150°C a curva de escoamento plástico apresenta forma típica de materiais que se recristalizam dinamicamente, ou seja, inicialmente a tensão de escoamento plástico aumenta com a deformação até um valor máximo e em seguida seu valor diminui até um estado estacionário. Esse comportamento era esperado, visto que essa temperatura está acima da temperatura de não recristalização da austenita de 1.050°C.

Para que a recristalização dinâmica ocorra é necessário que as curvas de escoamento plástico atinjam determinados valores críticos, os quais podem ser encontrados através da curva de Taxa de Encruamento (θ) x Tensão Equivalente (σ). A taxa de encruamento (θ) é definida pela derivada da tensão em relação a deformação ($d\sigma/d\varepsilon$). O ponto de inflexão dessa curva representa o ponto em que a curva tensão *versus* deformação sai do comportamento em que só ocorre a recuperação dinâmica.⁽¹²⁾ Na curva θ x σ no ponto onde a taxa de encruamento é igual a zero, corresponde a tensão de pico (σ_p) e o ponto de inflexão da curva indica a tensão crítica (σ_c) para o início da recristalização dinâmica.^(5,12)

Na Figura 6 são mostradas as curvas da taxa de encruamento *versus* tensão equivalente para ensaios realizados com taxa de deformação de 0,2 s⁻¹. Observa-se no gráfico da Figura 6 que a taxa de encruamento diminui com a tensão, inicialmente de uma forma aproximadamente parabólica, e em seguida apresenta um ponto de inflexão que corresponde a tensão crítica (σ_c) para o início da recristalização dinâmica.

Para determinar a deformação crítica (ϵ_c) traça-se uma reta de extrapolação na região final da curva $\theta \times \sigma$ que corresponde ao ponto de inflexão, transporta-se o valor da σ_c para a curva de tensão *versus* deformação e encontra-se a deformação crítica (ϵ_c).⁽¹⁰⁾

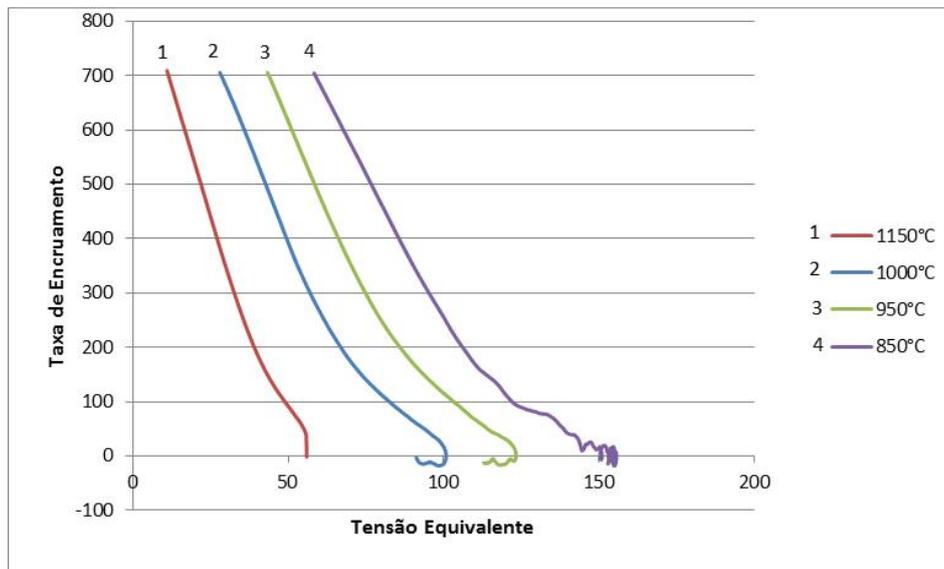


Figura 6. Variação da Taxa de Encruamento (θ) *versus* a tensão equivalente para um aço API 5L X80 a diferentes temperaturas a taxa de deformação constante de $0,2s^{-1}$.

Através da curva $\theta \times \sigma$ podemos calcular a derivada da taxa de encruamento em função da tensão ($d\theta/d\sigma$), e plotar o gráfico $(d\theta/d\sigma) \times \sigma$ conforme pode ser visto na Figura 7. O ponto máximo da curva representa a tensão crítica (σ_c), que é usada para determinar a deformação crítica (ϵ_c) por correspondência na curva de escoamento plástico ($\sigma\epsilon$).⁽⁵⁾

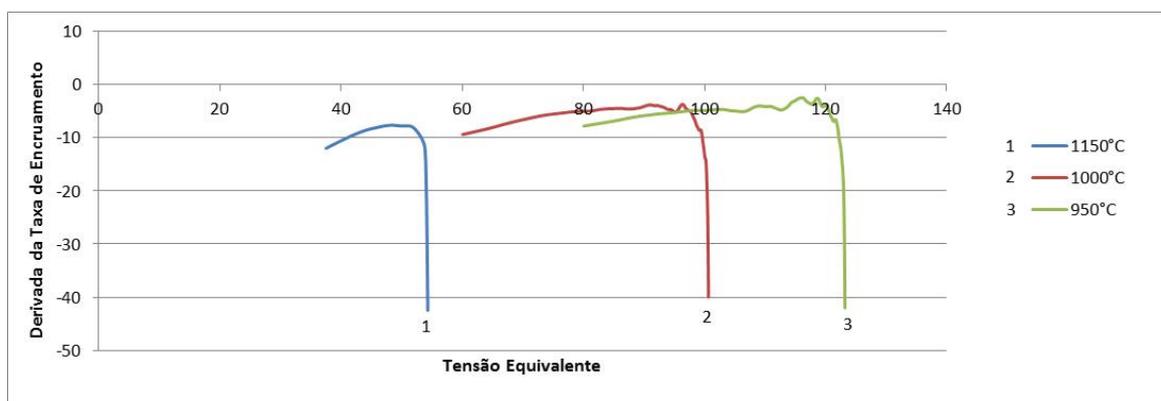


Figura 7. Curvas da Derivada da Taxa de Encruamento ($d\theta/d\sigma$) *versus* a tensão equivalente (σ) para um aço API 5L X80 a diferentes temperaturas e taxa de deformação constante de $0,2s^{-1}$.

Os picos encontrados no gráfico da Figura 7 para temperaturas abaixo da T_{nr} , $1.000^\circ C$ e $950^\circ C$, correspondem apenas a recuperação dinâmica.

A partir das curvas das Figuras 5, 6 e 7 foi organizada a Tabela 3 com os parâmetros termomecânicos encontrados, como tensão de pico (σ_p), tensão crítica (σ_c), deformação de pico (ϵ_p), deformação crítica (ϵ_c) e tensão no estado estacionário (σ_{ss}).

Tabela 3. Valores obtidos nos ensaios isotérmicos para um aço API 5L X80 a diferentes temperaturas e taxa de deformação constante de $0,2s^{-1}$.

Temperatura (°C)	σ_p (MPa)	σ_c (MPa)	ϵ_p	ϵ_c	ϵ_c/ϵ_p	σ_{ss} (MPa)
1.150	57,35	48,46	0,36	0,17	0,47	50,50
1.000 (*)	100,85	96,40	0,70	0,48	0,68	88,60
950 (*)	123,37	116,14	0,80	0,49	0,61	112,00
850	155,63	-	-	-	-	155,63

(*) Não existem deformações críticas para temperaturas abaixo da T_{nr} , mas estão representados os valores obtidos pelas curvas $(d\theta/d\sigma) \times \sigma$.

De acordo com a Tabela 3 os valores de tensão de pico e tensão crítica aumentam com o decréscimo de temperatura conforme esperado. Para aços baixo carbono a relação ϵ_c/ϵ_p é de 0,83 e para aços ao nióbio esse valor pode chegar a 0,5⁽¹²⁾. Considerando a temperatura de 1.150°C que está acima da T_{nr} o valor encontrado para a relação ϵ_c/ϵ_p está de acordo com a literatura. Para as demais temperaturas esses valores são somente para uma referência, uma vez que nessa região o material não se recristaliza dinamicamente.

4 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos através dos ensaios de torção a quente podemos concluir que:

1 - As temperaturas críticas de processamento obtidas pelo ensaio de torção quente em resfriamento contínuo, $T_{nr} = 1.050^\circ\text{C}$ e $A_{r3} = 750^\circ\text{C}$, apresentam valores próximos aos encontrados na literatura.

2 - Conforme esperado nos ensaios isotérmicos os valores da tensão de pico aumentam com o decréscimo da temperatura.

3 - Para temperaturas acima de 1.050°C , o principal mecanismo de restauração é a recristalização dinâmica. Isto pode ser confirmado através da forma da curva de escoamento plástico. Abaixo dessa temperatura as curvas apresentam uma recuperação mais lenta, característica de recuperação dinâmica.

4 - Pode-se concluir que nos processos de deformação a quente, os fenômenos de recuperação e recristalização dinâmica, que caracterizam o comportamento termomecânico do material, estão diretamente relacionados a temperatura de processamento.

Agradecimentos

Os autores agradecem todos que contribuíram para realização deste trabalho, especialmente:

A ArcelorMittal Tubarão, pelo incentivo e apoio financeiro na confecção dos corpos de prova, em particular ao gerente da Assistência Técnica Eng.º André Carvalho Prado.

A TSA – Tubos Soldados do Atlântico, que gentilmente cedeu as amostras para realização dos ensaios.

O IFES – Instituto Federal do Espírito Santo pelo incentivo e pela infra-estrutura disponibilizada para realização dos ensaios.

REFERÊNCIAS

- 1 GORNI, A.A.; SILVEIRA, J.H.D.; REIS, J.S.S. Metalurgia dos Aços Microligados Usados na Fabricação de Tubos Soldados com Grande Diâmetro. *Tubo & Companhia*, 5:26, Set-Out 2009, p. 52-63.
- 2 CALDEIRA, E.A. Processamento de um Aço ARBL no Laminador de Tiras a Quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte – Brasil, 2006.
- 3 PLAUT, R.L.; et al. Estudo das Propriedades Mecânicas do Aço API X70 Produzido por Laminação Controlada. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, Jul-Set 2009, p. 7-12.
- 4 SICILIANO, F.; STALHEIM, D.G.; GRAY, J.M. Modern High Strength Steels for Oil and Gas Transmission Pipelines. In: 7th International Pipeline Conference, 2008, Calgary - Canada.
- 5 SHABAN, M.; EGHBALI, B. Determination of critical conditions for dynamic recrystallization of a microalloyed steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 527, 2010, p. 4320–4325.
- 6 SICILIANO, F. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Ph.D. Thesis, McGill University, Montreal - Canada, February 1999.
- 7 SOLHJOO, S.; EBRAHIMI, R. Prediction of no-recrystallization temperature by simulation of multi-pass flow stress curves from single-pass curves. *Journal of Materials Science*, 45, 2010, p. 5960-5966.
- 8 HULKA, K.; GRAY, J.M. High Temperature Processing of Line-Pipe Steels. *Niobium Science and Technology*. TMS, 2001.
- 9 BARCELOS, M. V. Ensaio de torção a quente em aço estrutural. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) – Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória – Brasil, 2011.
- 10 MARQUES, A. Avaliação do Comportamento Mecânico do Aço Estrutural SAE 4340 através de Ensaio de Torção a Quente. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) – Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória – Brasil, 2012.
- 11 CALLISTER, W.D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. 7ª edição. Rio de Janeiro: LTC.
- 12 PADILHA, A. F.; SICILIANO, F.; Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3ª edição. São Paulo: ABM, 2005.