



EFEITO DA TEMPERATURA DE RECOZIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO COM ALTO TEOR DE Mn LAMINADO A FRIO*

Julio Cezar de Sousa Zorzi¹
 Túlio Magno Füzessy de Melo²
 Dagoberto Brandão Santos³

Resumo

Aços com teor de Mn entre 15% e 30% apresentam ductilidade excepcionalmente alta para sua elevada resistência mecânica, devido à ocorrência de transformação de fases (efeito TRIP) e/ou à formação de maclas de deformação (efeito TWIP) na microestrutura predominantemente austenítica. A adição de Mn ajuda a manter a austenita até a temperatura ambiente, evitando a sua decomposição após o recozimento aplicado depois da laminação a frio. O objetivo desse estudo foi avaliar o efeito da temperatura de recozimento na microestrutura e nos valores de propriedades mecânicas de um aço com 17% de Mn, por meio de simulações piloto das etapas de processamento industrial utilizando dilatômetro e simulador termomecânico do Centro de Pesquisa da Usiminas. Observou-se que o aumento na temperatura de encharque durante o ciclo térmico de recozimento contínuo promoveu a reversão completa da martensita α' para austenita. Além disso, a alteração desse parâmetro praticamente não afetou o limite de resistência e o alongamento total do aço, embora tenha reduzido significativamente o limite de escoamento.

Palavras-chave: Alto Mn; Efeito TRIP; Efeito TWIP; Aço austenítico.

EFFECT OF ANNEALING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A STEEL WITH HIGH CONTENT OF MN COLD ROLLED

Abstract

Steels containing Mn between 15% and 30% have high ductility and high mechanical strength, due to either martensitic transformation (TRIP effect) and/or mechanical twinning (TWIP effect) in the austenitic microstructure. The austenite phase stability to room temperature is related with addition of Mn, which avoid the austenite phase decomposition after annealing step. The objective of this study was to evaluate the effect of annealing temperature on the microstructure and mechanical properties in a steel containing 17% Mn, through simulations of the industrial processing steps using dilatometer and thermo mechanical simulator of the Usiminas Research Center. It was observed that the increase in the soaking temperature during continuous annealing heat cycle promoted the complete reversion of α' martensite to austenite. Moreover, the change of this parameter did not affect the tensile strength and total elongation of steel, although the yield strength is significantly reduced.

Keywords: High Mn; TRIP effect; TWIP effect; Austenitic steel.

¹ Engenheiro Mecânico, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, Usiminas, Ipatinga, MG.

² Engenheiro Mecânico, M.Sc., Dr.-Ing., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Professor Associado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Belo horizonte, MG.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



1 INTRODUÇÃO

O aumento dos requisitos ambientais e de segurança nos projetos automotivos exige, cada vez mais, o emprego de aços de alta tecnologia e qualidade. Atualmente, a estrutura dos automóveis é composta por diferentes tipos de aços, de acordo com a função específica de cada componente. As peças que necessitam de maior conformação são fabricadas com aço de maior ductilidade, por exemplo, aços *Interstitial Free* (IF). Já as peças que exigem elevada resistência mecânica são produzidas com aços convencionais de alta resistência (HSLA, CMn, IF-HS, entre outros) ou com a primeira geração de aços avançados de alta resistência (*Dual phase*, TRIP e Martensítico). A segunda geração desses aços (TWIP, L-IP, Austenítico-SS), por sua vez, ainda não é produzida em escala comercial pelas siderúrgicas. No entanto, a utilização desses tipos de aço está contemplada em projetos de veículos com concepções futurísticas [1].

O aço TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) é um aço de alta resistência mecânica combinada com grande capacidade de deformação. A estrutura austenítica desse tipo de aço é mantida durante todo o processo de deformação plástica, e o efeito da intensa formação de maclas no interior dos grãos é o mecanismo responsável pela excelente capacidade de encruamento. As maclas geram um refinamento na microestrutura, funcionando como contornos de grão e atuando como barreiras para as deslocamentos móveis. Dessa forma, o material apresenta alongamento total elevado, boa resistência mecânica e grande capacidade de absorção de energia. Entretanto, para promover a estabilização da microestrutura completamente austenítica em temperatura ambiente é necessário, controlar a energia de falha de empilhamento (EFE) do aço entre 15mJ/m² e 30mJ/m². Se a EFE for menor, o aço apresenta efeito TRIP ao contrário do TWIP, e não se consegue atingir uma ductilidade tão alta. Contudo, se a EFE for maior, o mecanismo que contribui para a deformação é regido por escorregamento devido ao movimento de deslocamentos [2-9].

A composição química desse tipo de aço é caracterizada pelo alto teor de Mn (15-30%, em massa). A adição dos elementos de liga Si e Al é necessária para a obtenção de alta resistência mecânica e elevado alongamento uniforme, associados com o efeito TWIP. Além disso, esses elementos são adicionados para aumentar a estabilidade da estrutura completamente austenítica com baixa energia de falha de empilhamento. De modo geral, os aços TWIP apresentam composição química na seguinte faixa de variação: 0,02-0,6% C; 15-30% de Mn; 0-3% de Si e 0-3% de Al [2-9].

Neste estudo, avaliou-se o comportamento de um aço da classe TWIP/TRIP, durante as diferentes etapas de processamento industrial, usando simulações em escala piloto das etapas de laminação a quente, laminação a frio e recozimento contínuo, nas dependências do Centro de Pesquisa da Usiminas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Material Experimental

Para a realização do trabalho, foi fabricado um lingote de 50kg em escala piloto, utilizando um Forno de Fusão Atmosférico. A composição química utilizada é típica dos aços TRIP/TWIP estudados atualmente visando à produção industrial em todo o

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



mundo. Os teores dos principais elementos químicos que compõem a liga de aço estudada são apresentados na tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do lingote produzido em escala piloto (% em massa).

C	Mn	Si	Al
0,02 a 0,60	17,0	≤ 3,0	≤ 3,0

O lingote produzido foi reaquecido a 1250°C por 3h antes de ser laminado a quente em duas etapas. Na primeira etapa, a espessura do lingote foi reduzida para uma placa de aproximadamente 35mm de espessura, a qual foi dividida em cinco partes de igual comprimento. Cada uma das partes foi novamente aquecida a 1250°C por 1h, laminada a quente até a espessura de 8,0mm e resfriada ao ar até a temperatura ambiente. As chapas obtidas foram usinadas até a espessura de 4,0mm para a eliminação da camada descarbonetada, carepa e imperfeições superficiais. Por fim, as chapas receberam 60% de redução por laminação a frio, até a espessura final de 1,6mm.

2.2 Tratamentos Térmicos

O material laminado a frio recebeu diferentes tratamentos térmicos, utilizando o dilatômetro Bähr DIL805 A/D, equipado com o *software* WinTA 9.0 para controle dos ensaios, aquisição e tratamento de dados. Foram confeccionados corpos de prova de seção retangular, retirados das chapas laminadas a frio em escala piloto com o comprimento paralelo à direção de laminação, como mostrado esquematicamente na figura 1.

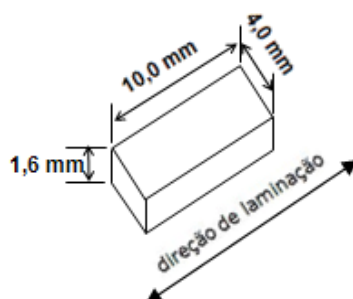


Figura 1 – Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios dilatométricos.

Inicialmente foi levantada a curva de restauração do aço laminado a frio, usada como subsídio para a análise do comportamento do material nas simulações dos ciclos de recozimento contínuo. Os corpos de prova foram aquecidos com taxa constante de 5°C/s até atingir temperaturas pré-determinadas, entre 200°C e 950°C, nas quais foi aplicada uma têmpera com gás He, a uma taxa em torno de 250°C/s. A dureza Vickers do material dos corpos de prova temperados foi medida com carga de 3kgf, usando um durômetro digital automático Future Tech modelo FM-700.

O processo de recozimento contínuo do aço laminado a frio foi simulado usando a máquina Gleeble 3500, com o objetivo de verificar o efeito da temperatura de encharque sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do material recozido. Os ensaios foram realizados em amostras com 50mm de largura e 150mm de comprimento, retiradas das chapas produzidas em escala piloto, com o comprimento paralelo à direção de laminação. Como mostrado no esquema da figura 2, foram utilizadas três temperaturas de encharque (690°C, 750°C e 810°C),

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



mantendo constante o restante do ciclo térmico simulado, baseado em condições de processamento usadas na linha CAPL (*Continuous Annealing Processing Line*) da Usiminas.

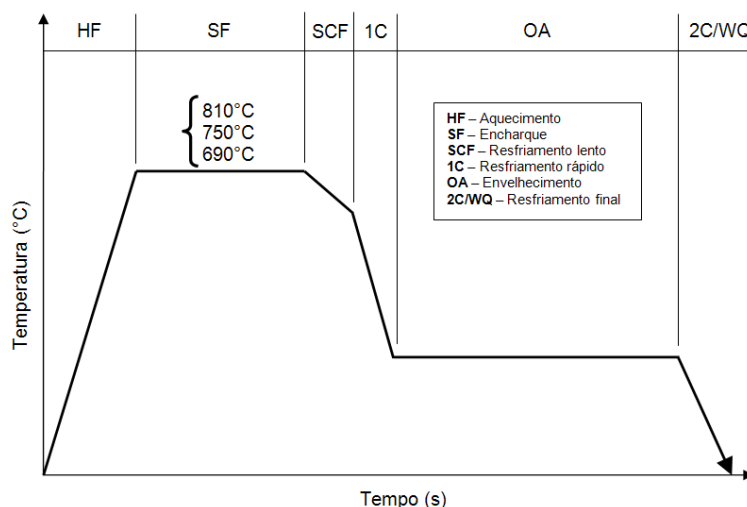


Figura 2 – Esquema dos ciclos de recozimento simulados na máquina Gleeble.

2.3 Ensaios Mecânicos e Análise Microestrutural

Os ensaios mecânicos foram realizados em uma máquina Instron modelo 5882, à temperatura ambiente, com a utilização de corpos de prova *subsize* extraídos dos *blanks* que foram tratados termicamente na máquina Gleeble. Avaliou-se o efeito da temperatura de encharque no limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento uniforme (AL_U) e alongamento total (AL_T).

A análise microestrutural do aço utilizado foi realizada por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difratometria de raios-X. Foram analisadas as amostras após as simulações das etapas de laminação a quente, laminação a frio e recozimento. Para as análises por MO, as amostras receberam preparação metalográfica convencional e ataque com reativo Nital 4%. As análises por MEV foram feitas utilizando um microscópio Zeiss modelo *Ultra Plus*, após polimento iônico das amostras. A quantificação das fases presentes no material foi feita em um difratômetro Bruker modelo *D8 Advance*, utilizando o método de integração dos picos e com a ajuda do *software* TOPAS® para ajuste do perfil dos difratogramas obtidos.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Microestrutura do Material Laminado a Quente

Na figura 3 é mostrado o aspecto microestrutural do material estudado após a etapa de laminação a quente. É possível observar que a microestrutura do aço, nesta condição, é formada por grãos grosseiros de austenita, alguns deles maclados, e grãos mais finos situados nos contornos dos grãos maiores. Essa configuração, conhecida como *necklaces*, indica a ocorrência do mecanismo de recristalização dinâmica durante a laminação a quente [10].

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



Figura 3 – Aspecto microestrutural do material na condição de laminado a quente, observado por microscopia óptica. Ampliação original 50X.

Além da austenita, também estão presentes na microestrutura a martensita α' e a martensita ϵ , como mostra o difratograma da figura 4. A martensita ϵ apresenta-se com aspecto de placas finas paralelas, que se formam no interior dos grãos austeníticos e são delimitadas pelos contornos de grão. A martensita α' pode ser formada também a partir da austenita ou na interseção entre as placas de martensita ϵ com a austenita [9]. A quantificação das fases identificadas no difratograma da figura 4 revelou que a microestrutura do aço é composta por 91,6% de austenita, 7,7% de martensita α' e 0,7% de martensita ϵ .

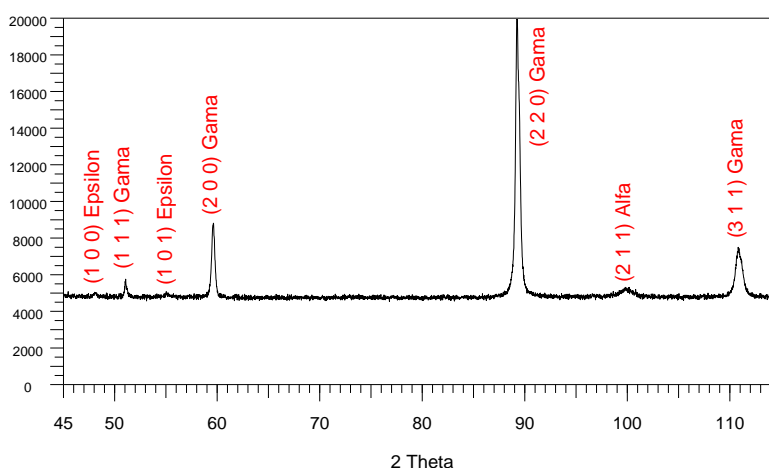


Figura 4 – Resultado da difratometria de raios-X do material laminado a quente.

De acordo com a literatura [2-7], conforme comentado anteriormente, para que se obtenha uma microestrutura totalmente austenítica é necessário controlar a adição dos elementos Mn, Al, Si e C, de forma a manter entre 15mJ/m² e 30mJ/m² a EFE do

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



material. A EFE (Γ) de aços com elevado teor de Mn pode ser estimada através da seguinte relação, proposta por Olson e Cohen [11]:

$$\Gamma = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon}, \quad (1)$$

onde ρ é a densidade molar dos átomos ao longo do plano {111}, ΔG é a energia molar de Gibbs para a transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon$, e σ é a energia de superfície na interface γ/ε . Aplicando-se essa relação, o valor da EFE para a liga estudada é da ordem de 12,5mJ/m², valor que justifica a presença de martensitas α' e ε , além da austenita, na condição de laminado a quente. Segundo a literatura [2,3,12,13], se o valor da EFE da liga estiver abaixo de 15mJ/m², frações dessas fases podem ser formadas na matriz austenítica durante o resfriamento após a deformação a quente.

3.2. Microestrutura do Material Laminado a Frio

O aspecto microestrutural do material, após a etapa de laminação a frio com 60% de redução de espessura, e o difratograma de raios-X correspondente são mostrados nas figuras 5 e 6, respectivamente. A microestrutura nessa condição é composta por grãos deformados e alongados de martensita α' (97,7%) e de austenita (2,3%). Essa microestrutura resulta da transformação de quase toda a austenita e de toda martensita ε que existiam na condição de laminado a quente. Isso significa dizer que o mecanismo de transformação induzida por deformação plástica teve forte atuação durante a laminação a frio.



Figura 5 – Aspecto microestrutural do material na condição de laminado a frio, com 60% de redução da espessura, observado por microscopia óptica. Ampliação original 50X.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

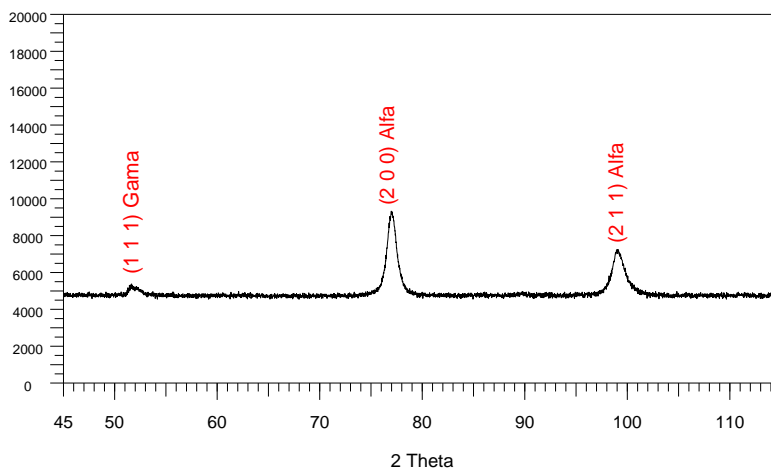


Figura 6 – Resultado da difratometria de raios-X após a etapa de laminação a frio.

3.3. Recristalização Durante o Aquecimento Contínuo

A curva de restauração do aço laminado a frio aquecido com taxa constante de 5°C/s, representada pela variação da dureza com a temperatura de têmpera, juntamente com a derivada da curva dilatométrica $d(\Delta L/L_0)/dT$, está mostrada na figura 7. Percebe-se que a recuperação do material teve início em torno de 400°C, estendendo-se até próximo de 600°C. A partir desse ponto, iniciou-se o processo de recristalização, que se completou a 820°C. O amaciamento observado nos pontos finais da curva indica a ocorrência de crescimento de grão após a recristalização do material.

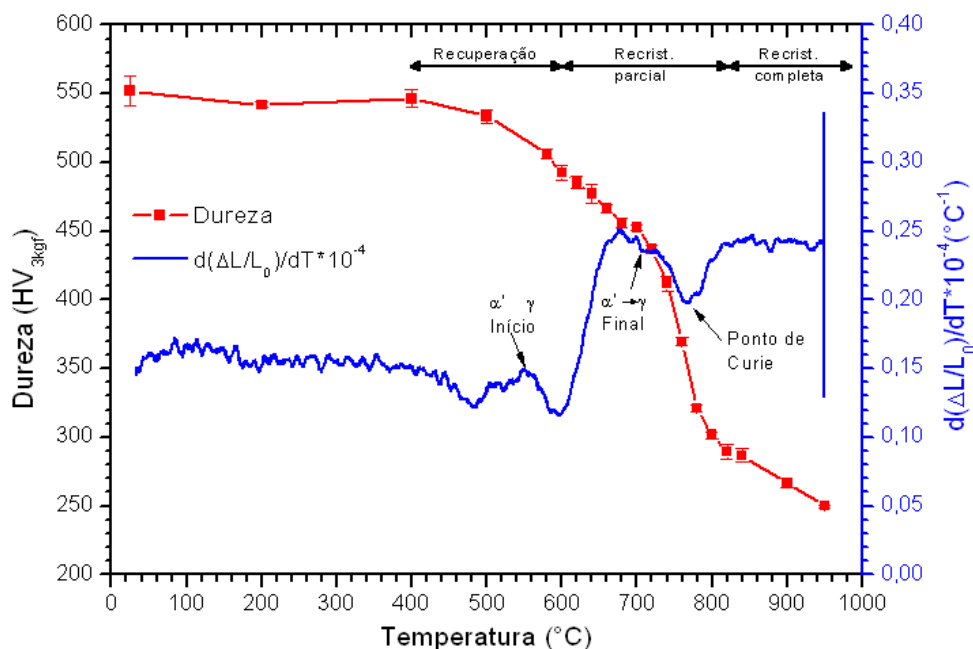


Figura 7 – Variação da dureza após têmpera e da derivada da curva dilatométrica em função da temperatura durante o aquecimento do material laminado a frio com taxa de 5°C/s.

Analisando a derivada da curva dilatométrica em função da temperatura, observa-se que o retorno da martensita α' para a austenita, durante o aquecimento contínuo, ocorreu entre as temperaturas de 550°C e 720°C. Continuando o aquecimento, observou-se que a transformação paramagnética do material ocorreu entre as

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



temperaturas de 720°C e 840°C. Nesse intervalo, encontra-se o Ponto de Curie, que para o ferro puro é da ordem de 770°C. Esse ponto marca a temperatura na qual a fase magnética (martensita α') perde sua propriedade de magnetizar-se.

3.4. Efeito da Temperatura de Encharque no Recozimento Contínuo

O efeito do aumento da temperatura de encharque sobre as propriedades mecânicas do aço TWIP/TRIP é mostrado nos gráficos da figura 8. Na condição não recozida, *full hard* (FH), o material exibe os maiores valores de limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE) e o menor alongamento. Após o recozimento, independentemente da temperatura de encharque, o limite de resistência diminuiu e o alongamento aumentou. Entretanto, o aumento da temperatura de encharque de 690°C até 810°C não exerceu influência significativa nos valores de LR, embora o LE tenha diminuído em torno de 300MPa. Esse comportamento pode ser explicado pela formação e crescimento de novos grãos de austenita no processo de recristalização do material, eliminando as maclas mecânicas formadas durante a laminação a frio e, com isso, diminuindo o valor do LE [14,15].

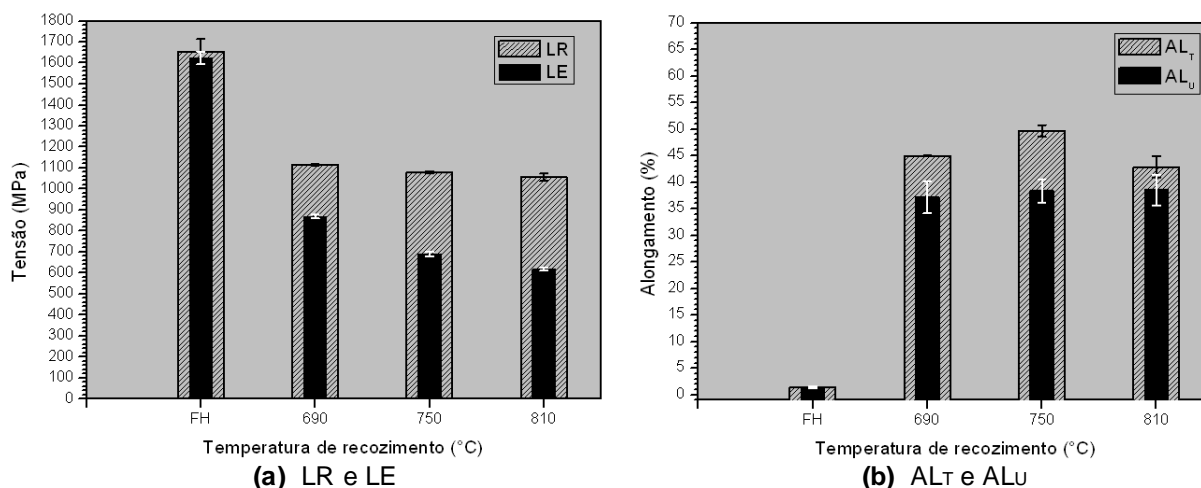


Figura 8 – Valores das propriedades à tração do material nas condições *full hard* (FH) e recozido nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C.

O aspecto microestrutural do material após as simulações dos ciclos completos de recozimento contínuo, obtido por meio dos mapas de contraste via EBSD, e a identificação de fases por difratometria de raios-X podem ser vistos na figura 9. De maneira geral, a microestrutura do aço é bastante refinada, em função da deformação de 60% durante a laminação a frio, que foi capaz de aumentar a densidade de defeitos na rede cristalina e de transformar em martensita α' quase toda a austenita presente na condição de laminado a quente. A grande quantidade de sítios para a nucleação da austenita durante o recozimento favoreceu a formação da microestrutura austenítica recozida também refinada [16,17].

A quantificação de fases presentes na microestrutura do aço após o recozimento está mostrada na tabela 2. Conforme comentado anteriormente, a microestrutura do aço laminado a frio é composta majoritariamente por martensita α' . Embora boa parte dessa fase tenha retornado para austenita durante o recozimento realizado a 690°C, como se vê na tabela 2, essa temperatura não foi suficientemente alta para promover a recristalização completa do material, como indica a microestrutura heterogênea observada na figura 9 (a). Esse resultado está em acordo com as

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



curvas da figura 7, que mostram que na temperatura de 690°C a recristalização e a reversão da martensita α' para austenita ainda não estão completas.

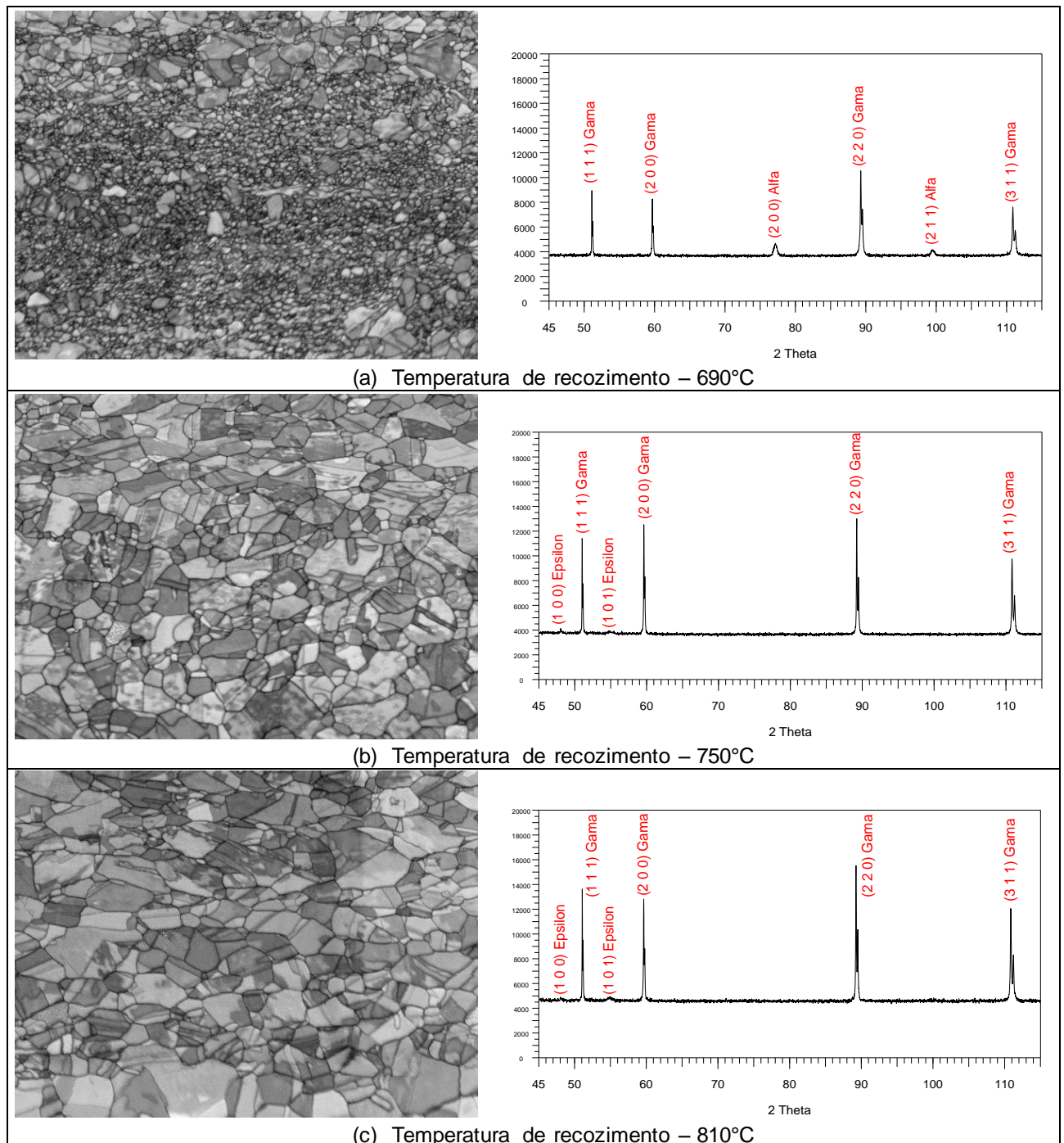


Figura 9 – Aspecto microestrutural das amostras submetidas à simulação do recozimento contínuo nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C e os respectivos difratogramas de raios-X (DRX).

Após o recozimento com encharque a 750°C, já se observou a recristalização completa da microestrutura e o retorno total da fase martensita α' presente no material laminado a frio para a fase austenítica, figura 9 (b). Essa transformação resulta num aumento significativo da fração volumétrica de austenita em relação ao material recozido a 690°C. Além disso, a partir de 750°C observa-se a presença da fase martensita ϵ nos respectivos difratogramas, provavelmente formada durante a etapa de resfriamento do recozimento contínuo. Isso é possível, já que, de acordo

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



com dados da literatura [18], a temperatura de início de transformação da martensita ε ($M_{\varepsilon s}$) para a liga estudada é de 172°C. Quando a temperatura de encharque passou de 750°C para 810°C, não foram observadas grandes diferenças microestruturais no material. De qualquer modo, nessas duas temperaturas foi formada uma microestrutura mais homogênea, com a presença de maclas de recozimento no interior dos grãos austeníticos.

Tabela 2 – Resultados da análise quantitativa dos constituintes formados na microestrutura do aço após as simulações dos ciclos térmicos de recozimento contínuo.

Temperatura de encharque (°C)	Fração volumétrica (%)		
	γ	α'	ε
690	83,5	16,5	0,0
750	98,5	0,0	1,5
810	98,1	0,0	1,9

4 CONCLUSÕES

Verificou-se que a microestrutura do aço laminado a quente é constituída em sua grande parte por austenita, além de martensita ε e α' . Após a etapa de laminação a frio, a microestrutura foi composta majoritariamente por martensita α' , indicando que o mecanismo de transformação induzida por deformação plástica teve forte atuação durante a laminação a frio.

Durante o aquecimento do material deformado a frio, o processo de recuperação teve início em torno de 400°C e se estendeu até próximo de 600°C. A partir desse ponto, iniciou-se o processo de recristalização, que se completou em 820°C. O retorno da martensita α' para a austenita ocorreu entre as temperaturas de 520°C e 720°C.

O aumento da temperatura de recozimento de 690°C para 810°C não exerceu influência significativa no limite de resistência do material, mas resultou em uma redução em torno de 300MPa no limite de escoamento. Esse comportamento pode ser explicado pela dissolução da fase martensita α' e pela formação de novos grãos de austenita durante o processo de recristalização do material.

O recozimento realizado na temperatura de 690°C não foi suficiente para promover a recristalização completa da microestrutura, composta por austenita de granulação mista e martensita α' . A partir da temperatura de recozimento de 750°C toda a martensita α' presente no material laminado a frio retornou para a fase austenítica, cujos grãos apresentaram maclas de recozimento. Além da austenita, o aço recozido a 750°C e 810°C também apresentou frações de martensita ε , formada provavelmente durante o resfriamento do mesmo no ciclo de recozimento contínuo.

Agradecimentos

Os autores agradecem a CAPES/PROEX pelo apoio financeiro à condução do projeto de pesquisa e a Usiminas pela permissão de publicação do presente trabalho.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



REFERÊNCIAS

- 1 Wordautosteel – Advanced High Strength Steel (AHSS) – Application Guidelines, version 4.1, June 2009.
- 2 Cooman BC, Chin Kwang-Geun, Kim Jinkyung. High Mn TWIP Steels for Automotive Applications, 2011. DOI: 10.5772/14086.
- 3 Frommeyer G, Brück U, Neumann P. Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High energy Absorption Purposes. ISIJ International, 2003; 43(3):438-446.
- 4 Grässel O. et alli – Phase transformation and mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-steels. Journal of Physique IV, 1997;7(C5), p. 383-388.
- 5 Grässel O, Kruger L, Frommeyer G, Meyer L. W. 2000. – High Strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP Steels Development - Properties - Application. International Journal of Plasticity, p. 1391-1409, 2000.
- 6 Kim SK , et alli – Development of TWIP Steel for Automotive Application, International Steel Conference on New Developments, In: Metallurgical Process Technologies, n. 3, p. 690-697, 2007.
- 7 Kim Y, Kang N, Park Y, Kim G, Kim S, Cho KJ. Korean Inst. Met. & Mater., 2008; 46(12): 780-787.
- 8 Pla-Fernando R, Sánchez-Caballero S, Selles MA, Martínez-Sanz AV. TWIP/TRIP Steels. Future Trends in Automotive Industries. Annals of the ORADEA University. Fascicle of Management and Technological Engineering, v. X (XX), 2011.
- 9 Vercammen S, Blanpain B, Cooman BC, Wollants P. – Cold Rolling Behavior of an Austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP Steel: The Importance of Deformation Twinning, Acta Materialia, 2004; 52: 2005-2012.
- 10 Jafari M, Najafizadeh A, Rasti J. Dynamic Recrystallization by Necklace Mechanism During Hot Deformation of 316 Stainless Steel, 2007; 4(12): 16-23.
- 11 Olson GB, Cohen M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC→HCP transformation – Metallurgical Transactions A, 1976: 1897-1914.
- 12 Schumann H. Arch. Eisenhüttenwes, 1972; 38: 605–609.
- 13 Hofer S, Hartl M, Schestak G, Schneider R, Arenholz E, Samek L. Comparison of Austenitic High-Mn Steels with Different Mn and C Contents Regarding their Processing Properties – Berg und Huttenmannische Monatshefte, 2011; 156: 99-104.
- 14 Zamani D, Najafizadeh A, Monajati H, Razavi GR. Effect of Thermo-Mechanical Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of Fe-31Mn-4Si-2Al-Nb-Ti TWIP Steel – International Conference on Advanced Materials Engineering IPCSIT, v.15, Singapore, 2011.
- 15 Suh DW, Jun, S., Park, Lee, C., H. And Kim, S., J. – Communication – Microstructure and Mechanical Behaviors of 0.1C-13Mn Metastable Austenitic Steel, v.40A, Metallurgical and Materials Transactions A, February 2009.
- 16 Dini G, Najafizadeh A, Monir-Vaghefi SM, Ueji R. Grain Size Effect on the Martensite Formation in a High-Manganese TWIP Steel by the Rietveld Method – Journal Material Science and Technology, 2010; 26: 181-186.
- 17 Olson GB, Cohen M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. General concepts and the FCC→HCP transformation – Metallurgical Transactions A, 1976: 1905-1904.
- 18 Yang H-S, Jang JH, Bhadeshia HKDH, Suh DW. Critical assessment: Martensite-start temperature for the $\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation – CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, 2012; 36: 16-22.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.