



45° SENAFOR

29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT
Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026
www.senafor.com

UTILIZAÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO MICROSIM FOR BARS PARA A PREVISÃO DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE A LAMINAÇÃO A QUENTE DE BARRAS DE AÇO 1141 CONTENDO NIÓBIO

Afonso Reguly ⁽¹⁾

Antonio Gorni ⁽²⁾

Beatriz Pereda Centeno ⁽³⁾

Emanuelle Garcia Reis ⁽⁴⁾

Isabela Enes Azzi ⁽⁵⁾

RESUMO

Este trabalho teve como foco a validação do modelo matemático MicroSim for Bars, voltado à predição da evolução microestrutural e, por consequência, das propriedades mecânicas de barras laminadas a quente em escala industrial. A abordagem adotada baseou-se na integração de dados obtidos diretamente de uma campanha de laminação de barras com bitola 76,40 mm, aço SAE 1141, a qual foi conduzida em linha de produção, com foco na geração de condições reais de processo para alimentação e validação do modelo. A evolução microestrutural durante a laminação a quente é fortemente influenciada por fenômenos de amaciamento dinâmico e estático, cuja atuação depende de parâmetros termomecânicos críticos, como temperatura, deformação acumulada, taxa de deformação, tempo entre passes e composição química do aço. Tais variáveis governam os mecanismos de recristalização e crescimento de grão, influenciando diretamente o refino de grão ao longo do processo. Para a calibração do modelo, realizou-se inicialmente a caracterização detalhada do regime de laminação de uma barra específica, mapeando-se os principais parâmetros operacionais. As campanhas industriais controladas permitiram a aquisição de dados em condições reais de processo, viabilizando a validação do modelo por meio da comparação entre as microestruturas previstas numericamente e aquelas obtidas experimentalmente.

Palavras-chave: Laminação a quente, Evolução microestrutural, Recristalização, Crescimento de grão, Modelo matemático, Validação industrial.

APPLICATION OF THE MICROSIM FOR BARS MATHEMATICAL MODEL TO PREDICT THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION DURING HOT ROLLING OF NIOBIUM-CONTAINING SAE 1141 STEEL BARS

ABSTRACT

This work focused on the validation of an existing mathematical model designed to predict the microstructural evolution and, consequently, the mechanical properties of hot-rolled bars on an industrial scale. The adopted approach integrated data collected during a full-scale rolling campaign of 76.40 mm diameter bars made from SAE 1141 steel. This campaign, conducted on a production line, aimed to simulate real processing conditions for model input and validation. The microstructural evolution during hot rolling is strongly influenced by dynamic and static softening phenomena, which depend on critical thermomechanical parameters such as temperature, accumulated strain, strain rate, interpass time, and steel chemical composition. These variables govern the mechanisms of recrystallization and grain growth, directly affecting grain refining throughout the process. To calibrate the model, a comprehensive characterization of the rolling regime for a specific bar was first carried out, mapping the principal operational parameters. Controlled industrial trials then provided data under actual production conditions, enabling model validation through direct comparison between the simulated microstructures and those observed experimentally.

Keywords: Hot rolling, Microstructure Evolution, Recrystallization, Grain growth, Mathematical model, Industrial validation.

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, tem crescido o interesse por estudos voltados à metalurgia aplicada aos processos de conformação a quente, especialmente em laminações de placas, tiras, barras e fios-máquina [1, 2, 3, 4], entre outros trabalhos. Esses estudos demonstraram que é possível acompanhar as transformações microestruturais ao longo do processo de laminação por meio de modelos matemáticos, permitindo dividir o processo em eventos metalúrgicos específicos que, quando organizados na sequência correta, contribuem para compreender e otimizar o processo como um todo.

Este estudo, portanto, tem como objetivo comparar os resultados reais obtidos na campanha de laminação de uma barra com bitola de 76,40mm e qualidade SAE 1141 com adição de Nióbio com os previstos no aplicativo MicroSim for Bars para acompanhar a evolução microestrutural durante a laminação de perfis e prever suas propriedades mecânicas finais, podendo, posteriormente, auxiliar na definição e otimização de parâmetros operacionais, contribuindo para o controle mais eficiente da qualidade e desempenho do produto laminado.

A linha de laminação a quente de aços especiais longos em estudo opera desde 1998 e sua capacidade atual é de 486.000t/ano. O fluxo do processo que será abordado neste artigo está representado, de forma esquemática, na Figura 1, a qual representa os principais equipamentos envolvidos: forno de reaquecimento, o qual aquece a matéria prima até

1150°C, descarepador, laminadores desbastadores, intermediários e acabadores, caixas de abafamento, bem como serras fixas e leito de resfriamento.

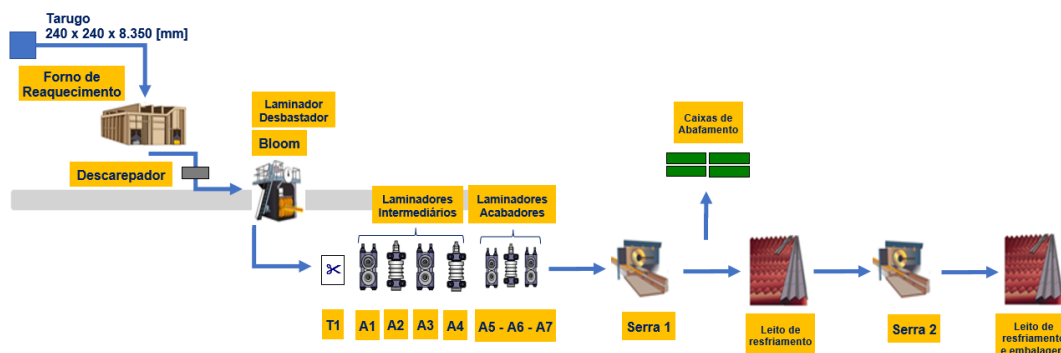


Figura 1. Fluxograma da linha de laminação de barras estudada neste trabalho.

Como citado anteriormente, o aço em estudo tem adição de Nb, por isso, a quantidade desse elemento presente em solução no aquecimento exerce influência significativa sobre a cinética de recristalização estática e dinâmica, o tamanho do grão recristalizado, o crescimento de grão, além de afetar, em etapas subsequentes, os fenômenos de precipitação tanto na austenita quanto na ferrita [5]. Em relação às etapas subsequentes, conforme Zhang [6], o nióbio (Nb), presente em solução sólida ou como precipitado induzido por deformação, afeta a evolução microestrutural da austenita durante laminação a quente de barras de aços baixo e médio carbono. Percebeu-se que o Nb promoveu um refino muito acentuado do grão austenítico. Também se observou o retardamento na recristalização meta-dinâmica (MDRX) devido ao efeito de arraste por soluto e, possivelmente, por precipitação, assim como retardou significativamente o início e o progresso da recristalização dinâmica. O Nb é um dos elementos microligantes mais eficientes no sentido de provocar retardamento nos processos de recuperação e recristalização durante a laminação, e em particular, destaca-se entre eles devido à sua capacidade de formar partículas extremamente finas e termicamente estáveis, como os carbonetos e nitretos de nióbio (NbC, NbN), que constituem uma forte barreira à migração contornos de grão durante a laminação a quente [7]. Essa ancoragem de discordâncias, contornos de grão e de subgrãos resulta em um retardamento a recuperação e a recristalização e inibem o crescimento de grão da austenita recristalizada, obtendo uma microestrutura refinada, que se traduz no produto final em maior resistência mecânica e tenacidade, sem perda significativa de ductilidade. Além disso, o nióbio influencia positivamente a nucleação da recristalização, reduzindo o tamanho dos grãos recristalizados e promovendo uma distribuição mais homogênea [8, 9].

Quando o material é aquecido a temperaturas superiores ao limite de solubilidade, nem sempre ocorre a dissolução completa dos carbonitretos dos elementos microligantes, pois a cinética de dissolução vai determinar o quando de precipitados irão ser dissolvidos. Esses compostos, durante o tratamento termomecânico posterior, precipitam-se de forma fina nos contornos de grão, nas discordâncias durante e após o processamento termomecânico subsequente, inclusive no interior dos grãos de ferrita [10]. Esse procedimento favorece um endurecimento por precipitação mais pronunciado, além de permitir que os precipitados formados durante a deformação atuem efetivamente no retardo da recristalização da austenita, contribuindo significativamente para o refino da microestrutura final [11].

Estudar os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação a quente de aços é importante, pois existem alterações microestruturais e transformações de fases. Por

isso, ter o conhecimento das temperaturas críticas que existem em uma laminação controlada, é fundamental, visto que elas influenciam no comportamento da microestrutura durante o processo [2]. Sabendo seus efeitos, é possível manipular parâmetros de processo com o objetivo de melhorar propriedades de um aço laminado [2]. As três regiões de temperaturas críticas são: temperatura de solubilização (T_s), temperatura de não recristalização (T_{nr}) e temperatura de início de transformação da fase austenita para a ferrita (A_{r3}). Em relação à T_{nr} , tradicionalmente ela é bastante citada como sendo a temperatura abaixo da qual não ocorre recristalização estática da austenita entre passes. Porém, na prática a recristalização não para bruscamente, ela vai sendo gradualmente inibida e por isso existem dois limites de temperaturas, a *Recrystallization Limit Temperature* (RLT) e a *Recrystallization Stop Temperature* (RST), as quais serão abordadas posteriormente. A temperatura de solubilização (T_s) ocorre antes da laminação, geralmente durante o pré-aquecimento, para dissolver precipitados e minimizar segregações, promovendo uma estrutura tão homogênea quanto possível. No início da laminação, em temperaturas elevadas, a austenita grosseira resultante do pré-aquecimento é deformada e se recristaliza a cada passe, promovendo o refino do tamanho de grão por recristalizações sucessivas, originando uma ferrita equiaxial relativamente grosseira após o resfriamento até a temperatura ambiente [1]. Essa é a etapa de laminação em temperatura de recristalização da austenita, onde o objetivo principal é controlar o tamanho do grão e a morfologia da microestrutura. Em seguida, na região de temperaturas intermediárias (geralmente abaixo da faixa de recristalização da austenita), a deformação da austenita é realizada sem que ocorra recristalização entre passes. Deste modo, o material sendo processado apresenta uma austenita com encruamento residual, que se acumula a cada passe, e seus grãos se tornam achatados, alongados, justamente pela austenita não sofrer mais recristalização [2]. Essa é a etapa de laminação abaixo da temperatura de não recristalização (T_{nr}), justamente porque a temperatura não é mais suficiente para que a recristalização da austenita ocorra entre os passes. Abaixo da T_{nr} , a austenita deformada não recupera mais seu formato equiaxial que apresentava antes dos passes de laminação, ou seja, abaixo dessa temperatura não haverá mais recristalização de grãos austeníticos durante os tempos normais dos processos de laminação [3]. Porém, como citado anteriormente, do ponto de vista metalúrgico, o processo de recristalização não é abrupto: ele é gradual. Pesquisadores como Jonas, Siciliano e Gorni separam a T_{nr} em RLT e RST. A RLT é a temperatura do limite superior, a qual 95% da recristalização da austenita ocorre antes da a cinética de recristalização começar a ser retardada por fenômenos como precipitação de carbonitretos de elementos de liga e pelo aumento da densidade de discordâncias [4]. A RST é a temperatura do limite inferior, onde apenas 5% da austenita se recristaliza antes da precipitação. A deformação fica toda acumulada, ou seja, o encruamento, faz surgir bandas de deformação na microestrutura. O achatamento dos grãos da austenita e o consequente alongamento de seus contornos de grão e as bandas de deformação fazem com que o número de sítios disponíveis para posterior nucleação da ferrita seja multiplicado. A intensa formação de núcleos de ferrita restringe seu crescimento, ocorrendo um decréscimo no tamanho final do grão. Por fim, em temperaturas nas quais a austenita e a ferrita coexistem, a deformação do aço promove o encruamento da ferrita, resultando em um aumento da resistência do material. A austenita também se encrua, o que eleva a quantidade de sítios disponíveis para a nucleação de ferrita.

A interrelação entre o encruamento, recuperação e recristalização por estarem associadas a transformações microestruturais durante a laminação a quente são importantes de serem entendidas, pois afetam as propriedades mecânicas do material. Esses processos não ocorrem isoladamente, mas se sucedem ou se sobrepõem conforme as condições de temperatura, tempo e intensidade da deformação. O encruamento inicia-se assim que o material é deformado plasticamente, promovendo o acúmulo de discordâncias na rede cristalina, o que gera um aumento progressivo da resistência mecânica e simultânea redução da ductilidade. Essa densificação de discordâncias representa, do ponto de vista

microestrutural, um estado de energia interna elevada. Ao se elevar a temperatura do material deformado, mas ainda sem atingir o patamar necessário à recristalização, inicia-se a recuperação, processo em que as discordâncias se reorganizam e parte delas é removida. Isso reduz as tensões internas e melhora parcialmente a ductilidade, mas sem alterar significativamente a morfologia dos grãos ou restaurar as propriedades originais do material. Assim, a recuperação atua como um alívio parcial dos efeitos do encruamento, preparando a microestrutura para uma transformação mais profunda. Com o prosseguimento do Ao se prosseguir com o aquecimento e alcançar temperaturas mais elevadas, ocorre a recristalização, caracterizada pela nucleação e crescimento de novos grãos equiaxiais isentos de deformações internas. Quando essa recristalização se dá durante a deformação, denomina-se recristalização dinâmica (DRX); quando ocorre após a deformação, é chamada de estática (SRX). Em alguns casos, como nos processos industriais de laminação a quente, a recristalização não se completa totalmente durante a deformação, originando um regime parcial, no qual regiões já recristalizadas coexistem com outras ainda encruadas. Poliak e Jonas [12] demonstraram que a DRX pode ser identificada por inflexões na curva da taxa de encruamento em função da tensão, permitindo determinar o ponto crítico de início da transformação. Najafizadeh e Jonas [13], por sua vez, comprovaram essa abordagem experimentalmente em ensaios de compressão de aço inoxidável, contribuindo para o controle mais preciso dos mecanismos atuantes em processos de conformação a quente. Portanto, os três fenômenos estão interligados por meio de uma cadeia de causas e efeitos: o encruamento gera a energia armazenada que impulsiona a recuperação e, posteriormente, a recristalização.

O modelo matemático que será utilizado no trabalho, mais conhecido como simulador de evolução microestrutural, chama-se MicroSim®, um software desenvolvido no CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa, em San Sebastian, Espanha) sob o patrocínio da CBMM (Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração), e tem por objetivo principal modelar a evolução microestrutural durante a laminação a quente e estimar a distribuição dos tamanhos de grãos austeníticos ao longo do processo, bem como a transformação da austenita e as propriedades mecânicas finais do produto [14]. O software é alimentado com a composição química do aço, parâmetros de laminação como temperatura de reaquecimento e entre os passes de laminação, tempo, velocidade, número de passes, dimensões do material de entrada, dimensões entre os passes, diâmetro do rolo, força de laminação, entre outros [15, 16]. Durante as simulações, o MicroSim® avalia diferentes configurações de passe, tanto na fase de desbaste quanto na de acabamento. Para cada passe analisado, o sistema fornece resultados como: fração recristalizada e não recristalizada da austenita, tamanho médio dos grãos, tamanho crítico de grão, que representa o valor abaixo do qual se encontram 90% dos grãos e tamanho máximo de grão austenítico. Ao final da laminação é calculada a microestrutura formada após a transformação da austenita durante o resfriamento do laminado e as correspondentes propriedades mecânicas obtidas. Essas variáveis do processo alimentam equações que descrevem os principais fenômenos metalúrgicos envolvidos no processo, como a recuperação, o encruamento, a recristalização e o crescimento de grão. Os resultados são apresentados em forma de gráficos e relatórios, permitindo uma análise detalhada do comportamento microestrutural em diferentes condições de laminação [15, 17].

2. METODOLOGIA

Neste estudo foi utilizado uma barra laminada a quente, com diâmetro de 76,40 mm, produzida em aço SAE 1141 com adição de Nb, cuja composição química está apresentada na Tabela 1. O valor dos elementos químicos está representado em percentuais e a faixa de composição química é da norma SAE J403.

	C [%]	Mn [%]	S [%]	P [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Cu [%]
Mínimo	0,37	1,35	0,08					
Máximo	0,45	1,65	0,13	0,04	0,25	0,25	0,06	0,35

Tabela 1. Composição química para o aço SAE 1141.

Foi realizado o acompanhamento de uma campanha de laminação ao longo de todo o fluxo apresentado na Figura 1 e na saída do forno, no blooming e ao longos dos passes entre a cadeira A1 e A7 foram efetuadas as medições de temperaturas, velocidades e tempos entre passes. As temperaturas foram monitoradas por meio de pirômetros instalados em diferentes trechos do processo, complementados por imagens captadas por uma câmera termográfica. Todas as amostras para realização dos ensaios foram retiradas na serra 1 e foram extraídas de uma única barra laminada, especificamente na sua região central, correspondente à marca de 54 metros de comprimento. No total, foram retiradas 15 amostras, cuja destinação para os diferentes ensaios está detalhada na Tabela 2. A caracterização do material envolveu ensaios de metalografia, dureza e tração, executados tanto pelo laboratório da empresa fabricante quanto pelo Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT), em San Sebastián, Espanha. Os ensaios de torção, por sua vez, foram realizados exclusivamente pelo CEIT.

Amostras					
Equipamento	Tamanho de Grão Ferrítico Final	Macrografia	Dureza	Ensaio de Tração	Ensaio de Torção
Serra 1	3 corpos de prova + 1 corpo de prova da ponta da barra.	3 corpos de prova + 1 corpo de prova da ponta da barra.	3 corpos de prova + 1 corpo de prova da ponta da barra.	6 corpos de prova.	2 corpos de prova.

Tabela 2. Ensaios realizados e número de amostras distribuídas para cada ensaio.

2.1. Ensaio de Tração

Para a realização do ensaio de tração, foram utilizadas 6 amostras de barra com diâmetro de 76,40 mm. A partir dessas amostras, foram confeccionados 6 corpos de prova, extraídos no sentido longitudinal e na posição de meio raio, conforme ilustrado na Figura 2. As dimensões apresentadas na Figura 3 são de grande importância para o ensaio. Dentre elas, destaca-se o diâmetro do corpo de prova, que é essencial para os cálculos de resistência e alongamento realizados pela máquina de ensaio, sendo de 12,5 mm, com tolerância de $\pm 0,2$ mm. O comprimento de 56 mm corresponde à distância na seção útil do corpo de prova de tração, onde são feitas marcações para auxiliar na determinação do valor de alongamento total no corpo de prova rompido após o ensaio. A máquina a qual realizou o ensaio de tração é da marca INSTRON. As propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração foram Limite de resistência (LR), Limite de escoamento (LE) e Alongamento total.

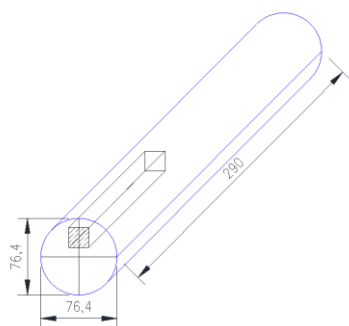


Figura 2. Desenho técnico do corpo de prova que foi retirado da barra laminada. A unidade de medida utilizada foi em mm.

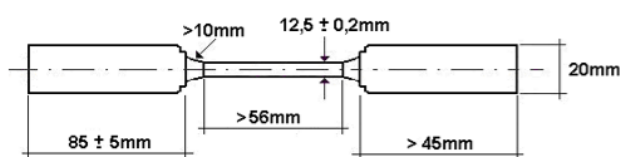


Figura 3. Corpo de prova para ensaio de tração.

2.2. Ensaio de Torção

Foram cortadas 2 amostras com comprimento de 290mm e diâmetro de 76,40mm para caracterização da evolução microestrutural após a deformação por meio de ensaios de torção a quente. As simulações realizadas permitiram as análises de curvas de escoamento a qual determina os mecanismos de amaciamento nos passes de laminação.

Foram realizados três testes de simulação. No primeiro foi simulado o processo de laminação a quente de barras com têmpera em água; no segundo foi simulado o processo de laminação a quente de barras com resfriamento ao ar e no terceiro ocorreu a determinação das temperaturas críticas para a laminação termomecânica: T_{nr} , Ar_3 e Ar_1 , conforme a metodologia proposta por Boratto e outros [18]. Esses ensaios foram realizados nos laboratórios do CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa), em San Sebastian, Espanha.

2.3. Microscopia Óptica

Foi realizada análise de microscopia ótica para caracterização microestrutural e determinação do tamanho de grão ferrítico.

A preparação das amostras foi a mesma para todos os ensaios citados acima. Elas foram inicialmente cortadas na direção transversal polidas, esmerilhadas e depois lixadas com granulação de 9 microns e polidas com lixa com granulometria de 3 microns. Após esse processo, as amostras foram atacadas com Nital 2%.

A determinação do tamanho de grão foi feita segundo a norma ASTM E112, pelo método de comparação por quadros, onde a microestrutura é comparada com padrões de tamanho de grão pré-definidos.

Também foram realizadas análises metalográficas do material após os ensaios de torção pelo laboratório do CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de

Gipuzkoa). Um aspecto importante a ser considerado é a orientação da microestrutura austenítica prévia observada nas micrografias, conforme Figura 4. Como a deformação foi imposta por torção, os grãos não recristalizados tendem a se alongar na direção do fluxo plástico, que ocorre aproximadamente a 45° em relação ao eixo do corpo de prova. Dessa forma, os grãos deformados podem ser identificados por sua morfologia alongada e orientação preferencial nessa direção, enquanto os grãos recristalizados apresentam morfologia equiaxial. Por esse motivo, a avaliação da fração recristalizada foi realizada considerando tanto a forma quanto a orientação dos grãos revelados após o ataque metalográfico.

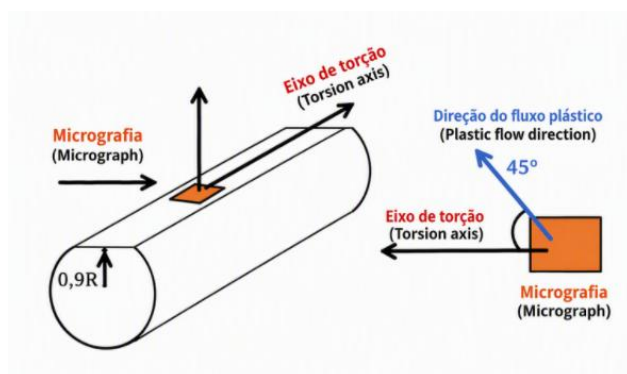


Figura 4. Esquema da posição de amostragem da micrografia (0,9R) em corpo de prova submetido à torção, indicando a orientação do fluxo plástico (45° em relação ao eixo de torção) utilizada para a identificação de grãos deformados e recristalizados.

2.4. Dureza

Foi realizado ensaio de dureza em 8 amostras. Elas foram cortadas na direção transversal e preparadas com lixas de gramaturas de 80 e 400 microns. Foi utilizado um durômetro marca EMCO-TEST, modelo DURAVISION, com carga aplicada de aproximadamente 750kg. A dureza foi medida a $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ do raio. Seis amostras foram retiradas do meio da barra, com resfriamento ao ar, uma amostra foi retirada da ponta da barra, região que é submetida a um resfriamento mais acelerado e outra amostra foi retirada após ter sido resfriada dentro da caixa de abafamento, o qual pode ser caracterizado por um processo de recozimento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados de tamanho de grão indicam que a barra laminada e resfriada ao ar apresentou microestrutura predominantemente fina, com boa uniformidade, ainda que se observe uma variação gradual entre superfície, $\frac{1}{4}$ de raio e núcleo. De maneira geral, os valores mais elevados de tamanho de grão ASTM foram registrados na superfície (9 ASTM), indicando grãos mais refinados nessa região, o que pode ser atribuído aos maiores graus de deformação e taxas de resfriamento aqui predominantes durante o processo de laminação. A $\frac{1}{4}$ de raio, observou-se redução no grau de refino microestrutural (faixas entre 5 e 9 ASTM), provavelmente devido ao menor grau de penetração da deformação durante a laminação a quente e a um resfriamento mais lento do que na superfície. Já na região do núcleo, os grãos tendem ainda menos refinados (entre 4 e 7 ASTM), podendo-se observar uma heterogeneidade microestrutural, consequência da menor penetração de deformação e

da taxa de resfriamento mais lenta nessa região. Essa variação é típica de processos de laminação de produtos longos, refletindo o gradiente térmico e de deformação ao longo da seção, conforme mostra a Figura 5. A figura 6 apresenta uma imagem ampliada da região a ¼ do raio, considerada como sendo a mais representativa da barra, pois não sofre tanto os efeitos do resfriamento superficial e da segregação central. Os resultados numéricos da análise microestrutural estão mostrados na tabela 3.

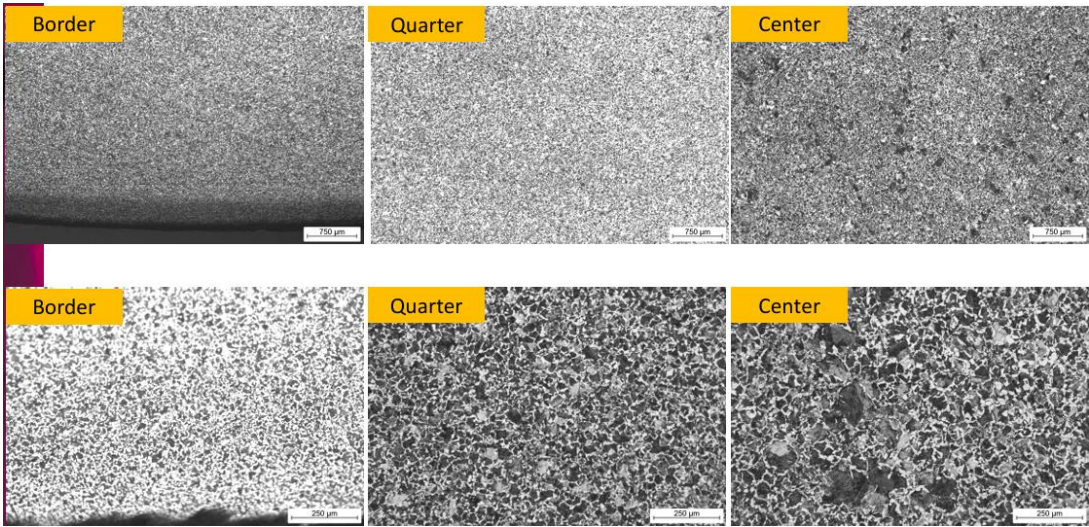


Figura 5. Microestrutura da barra de aço SAE 1141 com Nb resfriada ao ar, na superfície, a ¼ do raio e no núcleo.

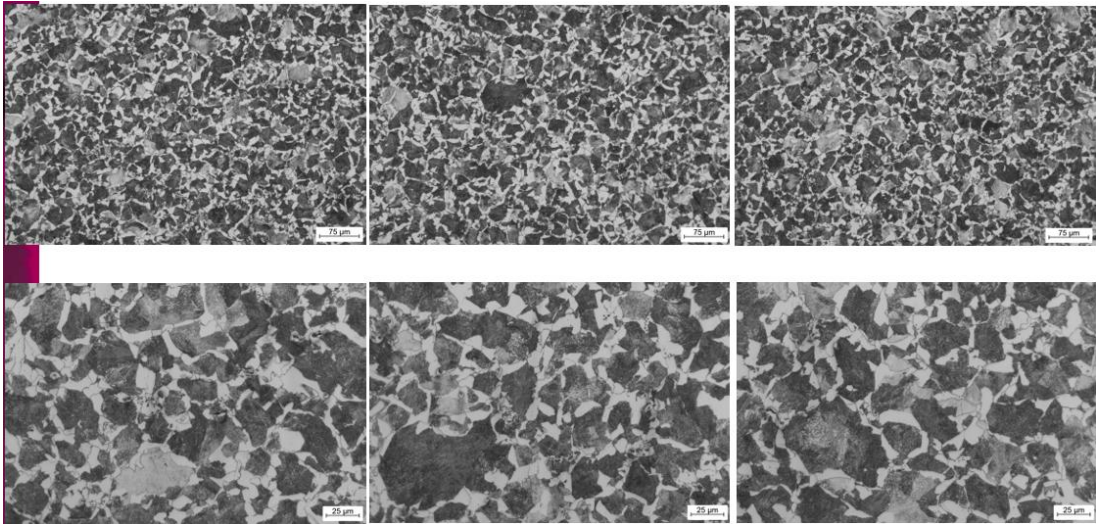


Figura 6. Microestrutura da barra de aço SAE 1141 com Nb resfriada ao ar, na região a ¼ do raio.

Posição	Tamanho médio da ferrita (µm)	Fração de perlita (%)	Fração de ferrita (%)	Dureza média HV
1/4 do diâmetro	6 ± 0,5	71 ± 4	29 ± 4	225 ± 1

Tabela 3. Microestrutura da barra de aço SAE 1141 com Nb resfriada ao ar, na superfície, a ¼ do raio e no núcleo.

Os resultados das medições de dureza Vickers Hardness (HV) estão mostrados na Figura 8. A $\frac{1}{2}$ do raio da barra foram encontrados valores variando desde 238 até 271 HV. A amostra nº 20, extraída no final da barra apresentou maior dureza, indicando variações na taxa de resfriamento, fato comum no processo de laminação. Já a amostra que foi resfriada no interior da caixa de abafamento apresentou menor dureza, o que é justificado pela menor taxa de resfriamento, possibilitando que a transformação da austenita ocorra em temperaturas mais elevadas, favorecendo a formação de uma microestrutura ferrita-perlita mais grosseira, com aumento do espaçamento inter-lamelar da perlita e, eventualmente, maior tamanho de grão ferrítico, fatores que reduzem a dureza e a resistência mecânica do material [19, 20].

As medições de dureza ao longo de todo o diâmetro da barra feitas pelo CEIT resultaram num valor médio de aproximadamente 225 HV, conforme mostrado na tabela 3, os quais apresentaram boa concordância e distribuição relativamente homogênea da dureza ao longo da seção transversal, como mostrado na figura 7.

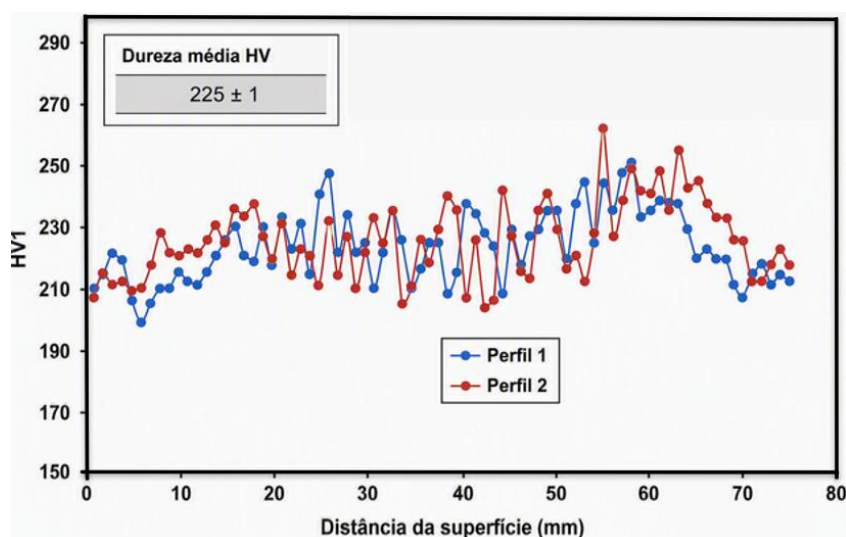


Figura 7 Distribuição da dureza Vickers (HV1) ao longo do diâmetro da barra para os Perfis 1 e 2. As medições foram efetuadas desde uma superfície até a superfície oposta da amostra, abrangendo toda a seção transversal.

De forma geral, os resultados demonstram que, embora exista variação radial e longitudinal, o material apresenta comportamento consistente com o esperado para produtos longos laminados a quente, com distribuição de dureza compatível com as condições de processamento aplicadas.

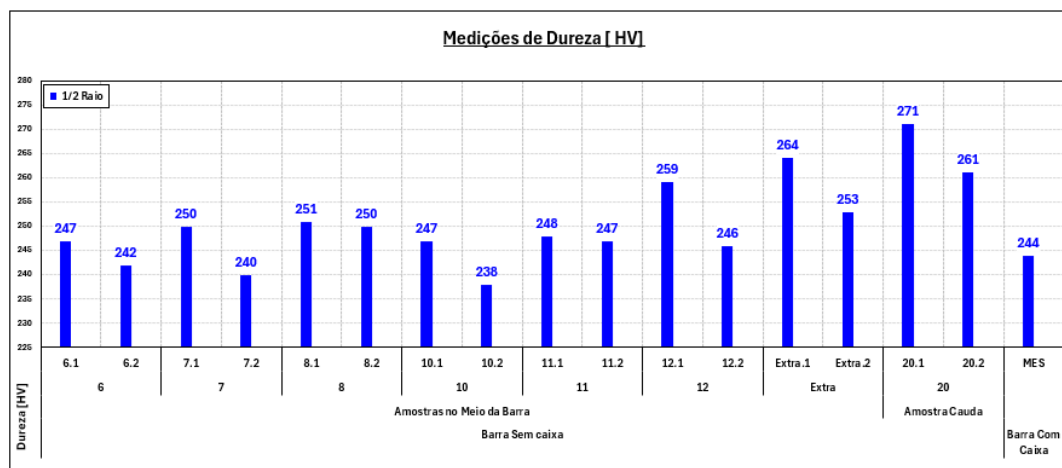


Figura 8 Valores de dureza no núcleo das 8 amostras ensaiadas.

Os ensaios de tração realizados em corpos de prova extraídos da posição de $\frac{1}{4}$ do raio da barra apresentaram valores médios de limite de escoamento de aproximadamente 497 MPa, resistência à tração de 769 MPa e alongamento entre 22% e 25%. Esses resultados indicam uma boa relação entre resistência mecânica e ductilidade para um aço médio carbono microligado com nióbio.

Os resultados obtidos apresentaram limite de escoamento variando entre 481 e 538 MPa e resistência à tração entre 762 e 801 MPa, valores compatíveis com aqueles reportados pelo CEIT.

Os valores obtidos podem ser relacionados à microestrutura ferrita-perlita identificada durante a caracterização metalográfica. A análise quantitativa revelou uma fração de perlita da ordem de 71% e tamanho médio de grão ferrítico de aproximadamente 6 μm , evidenciando uma microestrutura refinada e favorável ao aumento da resistência mecânica.

A elevada fração de perlita exerce papel fundamental no endurecimento do material. Como a perlita é constituída por lamelas alternadas de ferrita e cementita, sua presença aumenta a resistência ao movimento de discordâncias, contribuindo para o aumento tanto do limite de escoamento quanto da resistência à tração.

Além da contribuição da perlita, o refino da ferrita também influencia positivamente as propriedades mecânicas. O tamanho médio de grão de aproximadamente 6 μm aumenta a densidade de contornos de grão, dificultando a movimentação de discordâncias e promovendo endurecimento por refino de grão.

Os resultados de dureza também corroboram os valores obtidos nos ensaios mecânicos. A dureza média de aproximadamente 225 HV apresentou boa correlação com os níveis de resistência medidos experimentalmente, indicando consistência entre as diferentes técnicas de caracterização utilizadas.

A Figura 9 apresenta a correlação entre dureza Vickers e propriedades mecânicas para aços com teor de carbono entre 0,1 e 0,4%. Observa-se que o aço estudado, com dureza média de aproximadamente 225 HV, encontra-se dentro da região de correlação esperada para os valores de limite de escoamento e resistência à tração. Esses resultados indicam consistência entre a caracterização de dureza e os ensaios mecânicos realizados. A origem da figura abaixo é do relatório de estudo do CEIT.

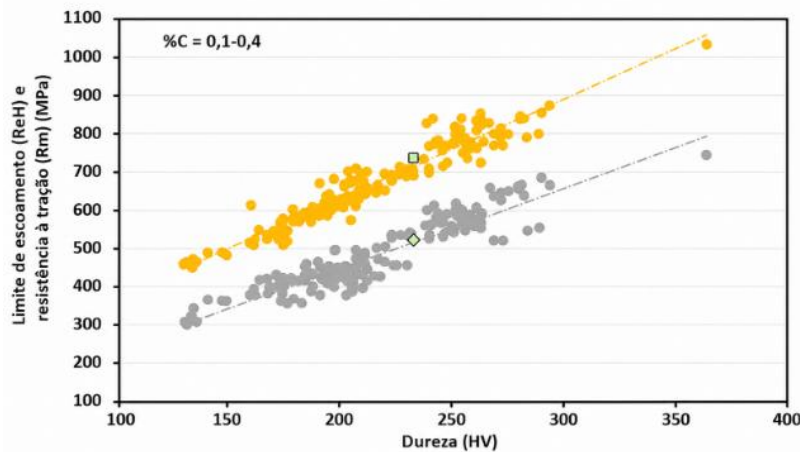


Figura 9. Relação entre dureza Vickers e resistência mecânica para aços de médio carbono.

Outro aspecto relevante é a concordância observada entre os resultados experimentais e as previsões realizadas pelo modelo MicroSim. Segundo o relatório, os valores previstos situam-se dentro da faixa normalmente observada para produtos industriais semelhantes, demonstrando que os principais mecanismos microestruturais responsáveis pelo comportamento mecânico do material foram corretamente representados pelo modelo.

Referente ao ensaio de torção, foi possível realizar dois tipos de ensaio no laboratório do CEIT (Centro de Estudos e Investigações Técnicas). O primeiro ensaio simula duas condições industriais de resfriamento, uma com têmpera em água (a partir de 850°C) e outra ao ar, como mostra a figura 10.

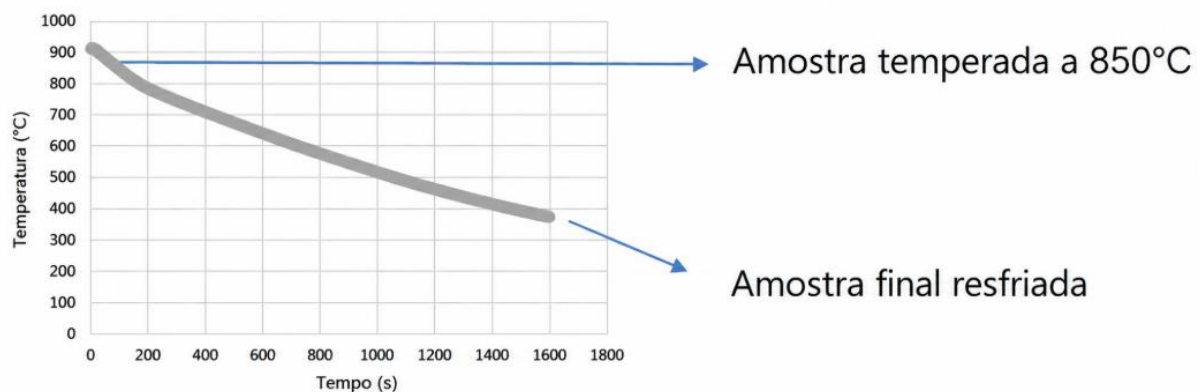


Figura 10 Resfriamento da barra de aço por têmpera em água e ao ar.

Após a têmpera com água a microestrutura final mostrou-se totalmente martensítica. Entretanto, a observação metalográfica foi feita utilizando-se um ataque químico especial, o reagente de Bechet-Beaujard, que revela os contornos dos grãos de austenita prévia (PAGS). As regiões escuras observadas na micrografia da Figura 11 correspondem principalmente aos contornos dos grãos de austenita prévia e, possivelmente, a algumas inclusões alongadas na direção do fluxo de deformação. Grãos deformados aparecem

alongados na direção do fluxo plástico e costumam ser mais grosseiros, já os recristalizados apresentam morfologia equiaxial. As setas vermelhas indicam grãos alongados, os quais ainda mantêm a deformação imposta pelo ensaio de torção. As setas azuis destacam grãos equiaxiais (recristalizados). O tamanho médio de grão da austenita prévia medido foi de 14,9 μm , com baixo nível de acúmulo de deformação.

A figura 12 é um histograma que representa o tamanho médio de grão na austenita (D_y). No eixo x temos o tamanho de grão em micrômetros e o eixo y representa a fração da área, ou seja, quanto de cada tamanho de grão existe na amostra. O eixo x da direita é a fração de área acumulada, a qual representa a soma acumulada da fração de grãos até aquele tamanho. A presença de grãos mais refinados indica que houve controle de crescimento de grão (efeito do Nb + deformação). Mas o gráfico no geral mostra uma microestrutura relativamente homogênea, mas com a presença de alguns grãos grandes, como 80 μm , representando uma pequena heterogeneidade (provável recristalização incompleta). Este gráfico mostra que ocorreu uma recristalização parcial com acúmulo de deformação pois a distribuição está deslocada para grãos grandes deformados. Se tivesse ocorrido uma recristalização completa, a distribuição de grãos seria mais estreita.

Em relação à influência do Nb neste gráfico, o Nb em solução retarda o movimento dos contornos de grãos e diminui a cinética de recristalização, já o Nb em finas partículas, ancoram os contornos de grão e impedem o crescimento. E o resultado é que a recristalização ocorre de forma heterogênea no volume, com algumas regiões conseguindo recristalizar e outras não, com grãos maiores. Esse comportamento é visto na cauda do gráfico. A recristalização da austenita em aços microligados ao Nb é fortemente influenciada pela interação entre deformação, temperatura e precipitação, sendo o Nb particularmente eficiente em retardar esse processo por mecanismos de arraste por soluto e ancoramento de contornos de grão [21, 22]. A temperatura de não recristalização (T_{nr}) representa a transição entre esses regimes e depende significativamente das condições de processamento, especialmente do tempo entre passes [23, 24].

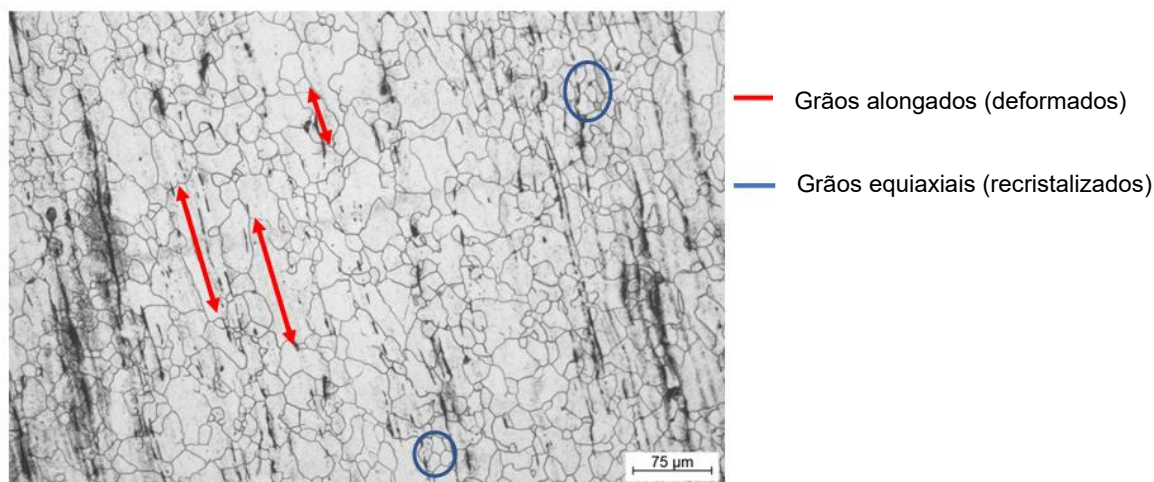


Figura 11 Microestrutura da austenita do material temperado à 850°C.

Figura 14 Simulação do processo de laminação do MicroSim.

A figura 15 mostra os valores de tensão instantânea observados durante a aplicação dos passes no ensaio de torção onde se aplicou o esquema de passes da laminação industrial. Podemos observar que, no início do ensaio, a tensão aumentou a cada passe, inicialmente com picos de tensão de 60-90 MPa, seguidos por picos que chegaram a 150-170 MPa. Isso indica que o material está ficando mais resistente à deformação, até pela redução da temperatura. A partir daí, até grau de deformação verdadeira de 2, ocorre discreta redução na tensão; posteriormente, verifica-se aumento acentuado, em função de maior redução na temperatura, de 1038°C no passe 8 para 988°C no passe seguinte. A partir do passe 9 inicia-se a laminação de um trem contínuo e a deformação de um quadrado para um oval, ocorrendo significativo aumento da tensão, sugerindo que a temperatura de laminação encontra-se abaixo de RLT, quando ocorre recristalização parcial da austenita. Contudo, nos quatro passes finais a tensão apresentou ligeira queda, indicando a atuação de mecanismos de restauração da microestrutura.

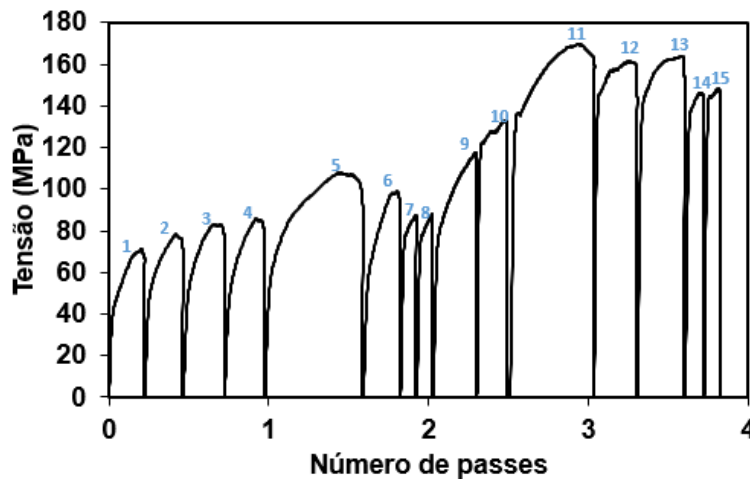


Figura 15 Curva tensão-deformação de cada passe de laminação, do passe 1 ao 15.

A segunda simulação, usando ensaio de torção com múltiplos passes conforme proposto por Boratto [18], teve como objetivo determinar a temperatura de não recristalização (T_{nr}), que desempenha papel central no controle do refino de grão, e de início da transformação ferrítica (A_{r3}) sob diferentes condições entre passes. Os corpos de prova foram austenitizados a 1150°C durante 5 minutos, sendo então aplicados 21 passes, cada um com grau de deformação ϵ igual a 0,3 e taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ igual a 1 s^{-1} , até o corpo de prova atingir a temperatura de 750°C. Uma vez que foram realizados três ensaios múltiplos, com tempo entre passes de 5, 10 e 20 s, a velocidade de resfriamento foi ajustada de forma a se manter constante a temperatura do último passe, sendo respectivamente de 4, 2, e 1°C/s. Dessa forma foi possível determinar a influência do tempo entre passes na evolução da microestrutura durante o processamento termomecânico, como mostrado na figura 16.

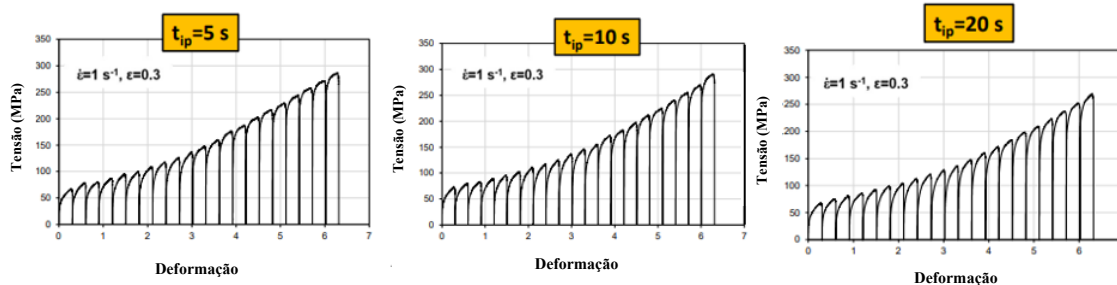


Figura 16 Curvas tensão média de escoamento versus deformação obtidas em ensaio de torção multipasse, sob diferentes tempos entre passes (tip).

Note-se que, embora o último passe tenha sido aplicado a 750°C , não houve diminuição nos valores de tensão, a qual indicaria o início da transformação de austenita em ferrita durante o ensaio. Portanto, pode-se concluir que as temperaturas A_{r3} e A_{r1} estão abaixo de 750°C .

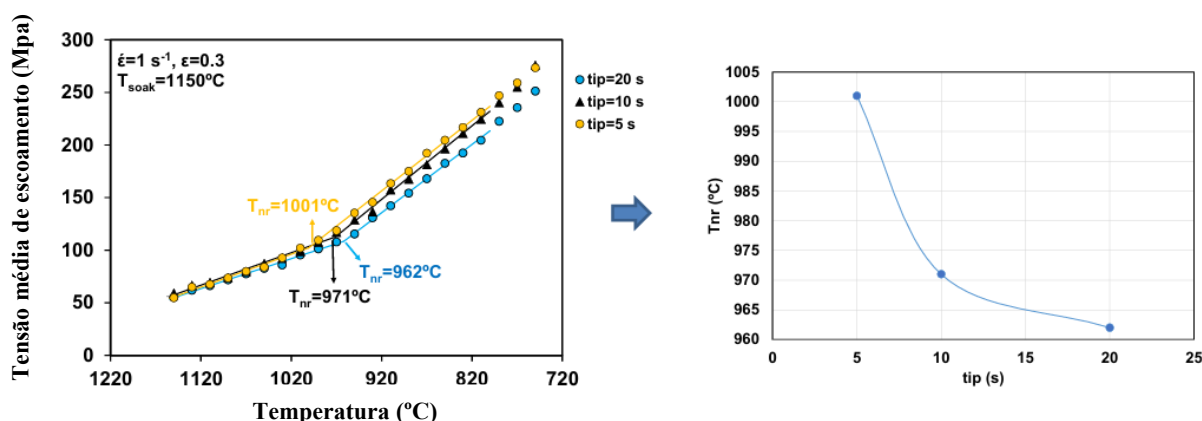


Figura 17 Determinação da temperatura de não recristalização (T_{nr}) por meio da análise da tensão média de escoamento (MFS) em função da temperatura para diferentes tempos entre passes (tip = 5 s, 10 s e 20 s).

A figura 17 mostra a evolução da tensão média de escoamento (MFS) em função da temperatura. A partir dela é possível evidenciar a influência do tempo entre passes na determinação da T_{nr} . As três curvas apresentam comportamentos semelhantes, caracterizado pelas duas regiões que se diferenciam pela recristalização completa e parcial.

A interseção entre as retas de regressão correspondentes permitiu a determinação dos valores de T_{nr} para cada simulação usando diferentes tempos entre passe, resultando em 962°C para tip = 20 s, 971°C para tip = 10 s e 1001°C para tip = 5 s, conforme figura 18. Observa-se que, à medida que o tempo entre passes diminuiu, ocorreu um deslocamento da T_{nr} para temperaturas mais elevadas, indicando que a recristalização da austenita passa a ser suprimida mais rapidamente durante o resfriamento. Esse comportamento ocorre devido à redução do tempo disponível para os mecanismos difusivos responsáveis pela nucleação e crescimento de novos grãos recristalizados, resultando em um acúmulo de deformação entre passes e o aumento da tensão média de escoamento. O gráfico ao lado, que correlaciona T_{nr} com o tempo entre passes, evidencia essa tendência, demonstrando uma relação inversa entre essas variáveis.

Além de determinação da T_{nr} no gráfico acima, a evolução da tensão média de

escoamento em função da temperatura permitiu a determinação da temperatura limite de recristalização (RLT), abaixo da qual a recristalização deixa de ser completa, e temperatura de parada da recristalização (RST), abaixo da qual a recristalização deixa de ocorrer.

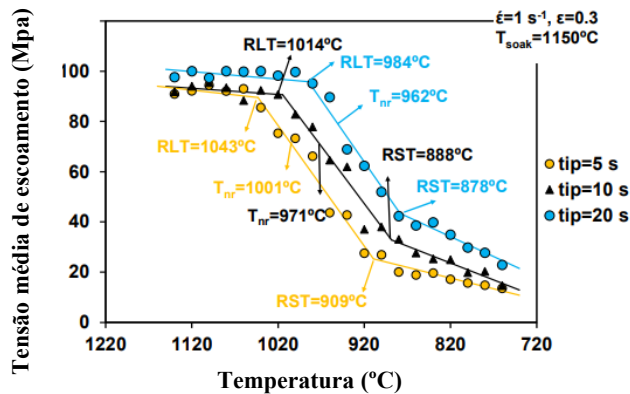


Figura 18. Evolução da fração de amaciamento (FS) anisotérmico, em função da temperatura, para diferentes tempos entre passes (tip = 5 s, 10 s e 20 s), destacando as temperaturas da recristalização da austenita: temperatura limite de recristalização (RLT), temperatura de não recristalização (Tnr) e temperatura de parada da recristalização (RST).

A partir do cálculo da fração de amaciamento anisotérmico entre passes, observa-se a existência de três regiões na figura 19: (i) região de elevadas temperaturas, acima da RLT, na qual a recristalização é completa e o material sofre total restauração entre passes; (ii) região intermediária, compreendida entre RLT e RST, caracterizada por recristalização parcial, onde coexistem mecanismos de restauração microestrutural e o acúmulo de deformação; e (iii) região de baixas temperaturas, abaixo da RST, na qual a recristalização é praticamente inexistente, ocorrendo encruamento total. Os resultados indicam que a Tnr está entre RLT e RST para todas as condições avaliadas, confirmando seu caráter de temperatura de transição entre os regimes de recristalização completa e incompleta. Além disso, observa-se que tanto a RLT quanto a RST se deslocam para temperaturas mais elevadas com a redução do tempo entre passes, evidenciando que menores tempos entre passes restringem a cinética de recristalização da austenita. Esse comportamento é coerente com o aumento do efeito de arraste de soluto e da ancoragem de contornos de grão por precipitados de Nb, os quais dificultam a nucleação e o crescimento de novos grãos.

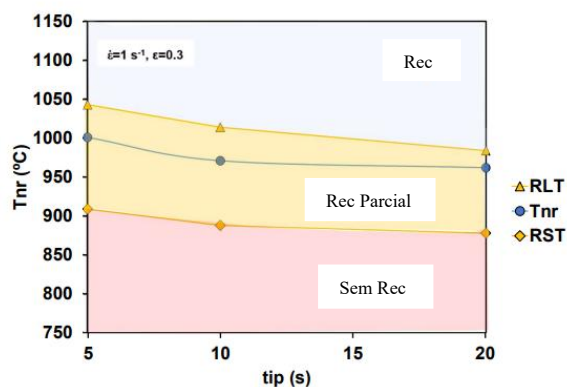


Figura 19. Temperaturas características de recristalização (RLT, Tnr e RST) em função do tempo entre passes (tip), evidenciando as diferentes regiões de comportamento

microestrutural: recristalização completa (Rex.), recristalização parcial (Partial rex.) e recristalização cineticamente inibida (No rex.).

4. CONCLUSÕES

Os resultados analisados no trabalho em questão demonstraram que a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas de barras laminadas a quente são bastante influenciadas pelas variáveis aplicadas durante o processo laminação a quente, como temperatura, deformação acumulada e tempo entre passes. A análise experimental evidenciou uma microestrutura predominantemente fina, com variações ao longo da seção transversal, caracterizadas por maior refino na superfície e grãos relativamente mais grosseiros no núcleo.

Os resultados dos ensaios de tração, o qual foi realizado pelo laboratório da empresa fabricante quanto pelo Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT), em San Sebastián, Espanha apresentaram boa concordância, evidenciando a reprodutibilidade das propriedades mecânicas do material. A dureza média de aproximadamente 225 HV mostrou-se compatível com os valores de limite de escoamento e resistência à tração obtidos experimentalmente, confirmando a correlação entre dureza e resistência mecânica para o aço estudado. Além disso, a elevada fração de perlita e o refino da ferrita foram determinantes para os níveis de resistência observados, demonstrando a influência direta da microestrutura no comportamento mecânico do material.

Os ensaios de torção a quente possibilitaram a compreensão da evolução da austenita durante a deformação multipasse, evidenciando o papel dos mecanismos de amaciamento e da recristalização no controle do comportamento mecânico do material. Observou-se a transição entre os regimes de recristalização completa e parcial a partir da análise das curvas tensão-deformação, permitindo a determinação da temperatura de não recristalização (T_{nr}), situada na faixa de aproximadamente 962°C a 1001°C, dependendo do tempo entre passes. A redução do tempo entre passe promove o deslocamento da T_{nr} para temperaturas mais elevadas, indicando a limitação dos processos difusivos responsáveis pela recristalização e favorecendo o acúmulo de deformação.

A análise conjunta das temperaturas características RLT, T_{nr} e RST permitiu identificar os diferentes regimes de recristalização, evidenciando que a transição microestrutural ocorre de forma gradual e depende diretamente das condições de processamento da laminação. Esse comportamento foi atribuído à presença de Nb no aço, que atua no atraso da recristalização por ancoramento de contornos de grão por precipitados e arraste de soluto.

Por conseguinte, a comparação entre os resultados experimentais e as simulações no MicroSim apresentam boa concordância, validando seu potencial de prever a evolução microestrutural e propriedades mecânicas em condições industriais reais. Dessa forma, o modelo se mostra uma ferramenta eficaz para apoiar a análise e otimização de processos de laminação a quente, contribuindo para o controle da qualidade e desempenho dos produtos laminados.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer à minha família, pelo apoio, paciência e compreensão ao longo desta jornada, e, principalmente, por sempre incentivarem e valorizarem a importância do estudo.

Agradeço também aos meus parceiros técnicos, Emanuelle, Gorni, Beatriz, Reguly, CEIT e CBMM, cuja colaboração, troca de conhecimento e apoio foram fundamentais para a

realização deste trabalho.

Por fim, deixo meu especial agradecimento à empresa na qual trabalho, que diariamente me proporciona aprendizado, desenvolvimento profissional e a oportunidade de trabalhar com dedicação e paixão, sempre com muita vontade de agregar e melhorar os processos.

REFERÊNCIAS

- [1] REIS, T. M. Estudos da laminação controlada em aços microligados. Dissertação (Mestrado), 2007.
- [2] SILVA, P. R. et al. Transformações microestruturais durante laminação a quente. ABM, 2014.
- [3] LINO, R. F. Estudo da recristalização da austenita em aços microligados. Dissertação (Mestrado), 2017.
- [4] GORNI, A. A. et al. Fenômenos metalúrgicos na laminação a quente. ABM, 2009.
- [5] HODGSON, P. D.; GIBBS, R. K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled steels. Ironmaking and Steelmaking, 1992.
- [6] ZHANG, X. et al. Influence of niobium on austenite microstructural evolution during hot rolling of steels. Materials Science and Engineering, 2025.
- [7] GLADMAN, T. The physical metallurgy of microalloyed steels. London: The Institute of Materials, 1997.
- [8] PICKERING, F. B. Physical metallurgy and the design of steels. London: Applied Science Publishers, 1992.
- [9] LÓPEZ, B.; RODRÍGUEZ-IBABE, J. M. Recrystallization and precipitation interaction in microalloyed steels. Materials Science Forum, 2012.
- [10] BARBOSA, C.; BORATTO, F.; SANTOS, D. Influência dos precipitados na recristalização de aços microligados. ABM, 1989.
- [11] SILVA, A. L. V. C. Estudo da recristalização em aços microligados. Tese (Doutorado), 1995.
- [12] POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. Acta Materialia, 2003.
- [13] NAJAFIZADEH, A.; JONAS, J. J. Modelling the onset of dynamic recrystallization using stress-strain curves. ISIJ International, 2006.
- [14] ABREU, J. Aplicação do MicroSim® na previsão microestrutural de aços longos. 2024.
- [15] URANGA, P. et al. MicroSim: Modeling microstructure evolution during hot rolling. CEIT, 2004.
- [16] ROY, S. et al. Industrial microstructure simulation applied to hot rolling. Materials Science, 2025.
- [17] URANGA, P. et al. Advances in microstructural modeling for hot rolling processes. CEIT, 2016.
- [18] BORATTO, F. et al. Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals - THERMEC '88, ISIJ, 1988, 383-390
- [19] BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels: Microstructure and Properties. 4. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, Elsevier, 2017. ISBN 978-0-08-100270-4.
- [20] CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2020.
- [21] VERVYNCKT, S.; VERBEKEN, K.; THIBAUT, P.; LIEBEHERR, M.; HOUBAERT, Y. Austenite recrystallization-precipitation interaction in niobium microalloyed steels. ISIJ International, Tokyo, v. 49, n. 6, p. 911-920, 2009.
- [22] MIAO, C. L.; SHANG, C. J.; ZUROB, H. S.; ZHANG, G. D.; SUBRAMANIAN, S. V. Recrystallization, precipitation behaviors, and refinement of austenite grains in high Mn, high Nb steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 43, n. 2, p. 665-676, 2012.
- [23] MEDINA, S. F.; MANCILLA, J. E. Effect of deformation parameters on the no-recrystallization temperature of Nb-bearing HSLA steels. Metallurgical Transactions A, v. 24A, p. 1525-1534, 1993.
- [24] SOBOTKA, E.; KREYCA, J.; KAHLENBERG, R.; JACOB, A.; KOZESCHNIK, E.; POVODEN-KARADENIZ, E. Analysis of recrystallization kinetics concerning the experimental, computational, and empirical evaluation of critical temperatures for static recrystallization in Nb, Ti, and V microalloyed steels. Metals, v. 13, n. 5, art. 884, 2023.