

## ANÁLISE DE MICRODUREZA NAS DIFERENTES SECÇÕES DE CHAPAS DE AÇOS MICROLIGADOS LAMINADOS A QUENTE

Guilherme Rosati Mecelis, eng.mecelis@gmail.com<sup>1</sup>  
Cleiton Lázaro Fazolo de Assis, fazolocla@gmail.com<sup>1</sup>  
Juno Gallego, gallego@dem.feis.unesp.br<sup>2</sup>

<sup>1</sup> INSTITUTO FEDERAL DE SÃO PAULO – Campus Votuporanga, Av. Jerônimo Figueira da Costa, 3014, Pozzobon, CEP 15503-110,

<sup>2</sup> Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP, Av. Brasil, 56, Centro, CEP 15385-000.

**Resumo:** O processo de laminação produz produtos planos, barras e perfis diversos. Sua principal vantagem em relação aos outros processos de conformação mecânica é a alta produtividade e o controle dimensional do produto acabado e garantia de boa precisão geométrica. A laminação pode ser realizada a quente ou a frio. No processo de laminação a quente, dependendo do processamento termomecânico aplicado, o produto final pode apresentar algum grau de anisotropia. Nesse sentido, o objetivo desse trabalho é investigar a anisotropia de tiras de aços microligados laminados a quente. Para esse propósito, foram utilizados cinco aços microligados laminados como tiras a quente, nos quais foi determinada a distribuição dos tamanhos de grãos ferríticos e a microdureza nas diferentes seções do produto. A análise de variância (ANOVA) foi utilizada visando identificar o efeito das variáveis na resposta. As tiras apresentaram grãos ferríticos finos, variando de 2,7 $\mu$ m a 4,1 $\mu$ m de tamanho médio, resultando em limites de escoamento de 419MPa a 646MPa e microdureza de 265HV a 509 HV. A análise de variância confirmou a anisotropia dos aços estudados nas diferentes seções analisadas ( $\alpha \leq 0,05$ ) e revelou que a variação da microdureza foi influenciada diretamente pelo processo de fabricação.

**Palavras-chave:** laminação a quente, aço microligado, tamanho de grão ferrítico, microdureza.

### 1. INTRODUÇÃO

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), ou microligados, são desenvolvidos para fornecer melhores propriedades mecânicas do que o aço carbono convencional, mas não são considerados aços liga no senso comum pois eles são projetados para atingir preferencialmente certas propriedades mecânicas, ao invés de definir apenas as composições químicas, apresentando limites de escoamento acima de 275 MPa. (ASM International, 2001)

Aços microligados possuem tipicamente entre 0,05 a 0,12%p de Carbono, até 2%p de Manganês e pequenas adições de Nióbio, Titânio e Vanádio, normalmente até 0,1%p. Outros elementos também podem estar presentes na liga, tais como Molibdênio, Zircônio, Boro, Alumínio e Nitrogênio, entre outros elementos mais raros. (Degarmo, 2003)

Show (2010) explica que os aços microligados não precisam de tantos processos a frio quanto outros aços carbono para atingir a mesma resistência; isso também leva a uma melhor ductilidade e que aços microligados trabalhados a quente podem ser usados no estado de resfriados ao ar. Se um resfriamento controlado for utilizado, o material pode alcançar propriedades mecânicas similares aos aços temperados e revenidos.

Esses aços também apresentam uma excelente combinação entre alta resistência, dureza, resistência à impacto, boa soldabilidade e usinabilidade, especialmente se o teor de carbono é mantido abaixo de 0,1%p. (Rodrigues, 2000)

Vervynct (2012), compilou uma tabela útil de elementos de liga normalmente presentes em aços microligados, os quais, com a adição de zircônio e boro, estão reproduzidos na Tabela 1. Os elementos microligantes são usados para refinar a microestrutura granular e/ou facilitar a dispersão do aumento de resistência através de precipitações. Eles são normalmente conhecidos por um baixo efeito de endurecimento.

Adições controladas de enxofre, e ocasionalmente telúrio, são também utilizadas para melhorar a usinabilidade. O objetivo original era desenvolver alta resistência e tenacidade em aços FP na condição como foram produzidos. Devido às suas propriedades mecânicas superiores, eles possibilitaram designs mais eficientes, com performances melhoradas, mesmo sob condições severas. Posteriormente, permitiram reduções em pesos de componentes e custos de manufatura. (Vervynct, 2012)

Nos aços microligados, o consumo de FeNb cresceu bastante nos últimos 25 anos, e a maior parte desse crescimento foi notada no decorrer de 10 anos. Além disso, o desenvolvimento de aços microligados foi muito maior e mais rápido em produtos planos do que para produtos longos. (Baker, 2016)

#### 1.1. Mecanismos de Endurecimento dos Aços Microligados

Baker (2016), explica que os elementos microligantes são usados principalmente para ocasionar o refinamento da microestrutura granular, e são também conhecidos pelo endurecimento por precipitação. Pequenas adições de enxofre são

também adicionadas às vezes para melhorar a usinabilidade. O refino de grão é um dos métodos de aumento de resistência melhor estabelecidos nos aços, além de influenciar outras propriedades mecânicas, e pode ser alcançado através do processo de laminação controlada.

A laminação controlada pode ser dividida em 3 etapas, ocorrendo em início a deformação durante a temperatura de recristalização, quando o grão de austenita é refinado por recristalização estática repetida, obtendo um grão austenítico mais fino que resultará num grão ferrítico também mais fino. Na próxima etapa ocorre a deformação em temperatura de não recristalização, quando os grãos austeníticos são alongados e se forma estruturas de deformação nos grãos, aumentando a taxa de deformação no contorno dos grãos austeníticos e ocasionando a nucleação intra-granular da ferrita que é um dos aspectos mais importantes da laminação controlada. Por fim ocorre a deformação na região bifásica ( $\gamma+\alpha$ ). Esse processo pode ser visto graficamente na Fig (1). (Tamura, 1988)

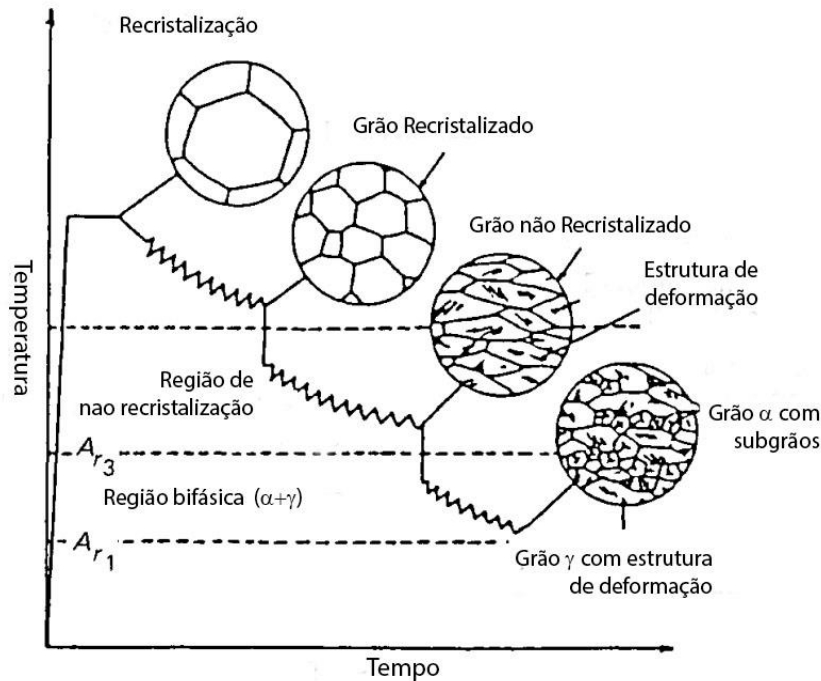


Figura 1. Estágios da laminação controlada. (Tamura, 1988)

Além do aumento da resistência pelo refino de grão, aços microligados estão sujeitos ao aumento da dureza devido à precipitação de carbonetos (NbC, TiC e VC) e nitretos (NbN, TiN e VN), que podem ser tratados apenas por carbonitretos devido à sua semelhança de parâmetros, como a solubilidade. O endurecimento por precipitação requer a formação de partículas muito finas de carbonitretos, na ordem de 10  $\mu$ m em diâmetro, que podem ser formadas na austenita durante a laminação a quente, na região interfásica ou na ferrita. (Kestenbach e Morales, 1998).

A precipitação de carbonitretos ocorre em três estágios diferentes durante o processamento dos aços microligados. Os precipitados Tipo I são formados durante a fase líquida e durante ou após a solidificação, na interface líquido/sólido na ferrita delta. Esses precipitados são muito estáveis e, enquanto são muito grandes para influenciar a recristalização da austenita, os menores podem retardar eficazmente o crescimento na austenita durante o reaquecimento ou durante um ciclo de soldagem. (Houghton, 1982)

As partículas de Tipo II são precipitados na austenita após a solução de tratamento e durante deformação a quente, enquanto a temperatura cai. Os precipitados podem retardar a recristalização da austenita. O refino de grão nos aços microligados é devido principalmente à esse grupo de partículas. (Webster, 1962)

Por fim, as partículas Tipo III são formadas durante ou após a fase de transformação de austenita em ferrita, nucleando na interface ferrita/austenita e na ferrita. O aumento de resistência por dispersão na ferrita ocorre normalmente através dessas mudanças, e uma dispersão de precipitado fino é normalmente observado. (Edmonds, 1978)

Diversos processos de nucleação de precipitados têm sido reconhecidos em aços microligados, estes incluem precipitações homogêneas, resultando em precipitados coerentes com campos de deformação, levando a precipitados semi coerentes e incoerentes, precipitados heterogêneos em contornos de grão e discordâncias, onde este último é frequentemente referido como precipitação induzida por deformação. (Baker, 2016)

Um agrupamento de átomos pré precipitação, nano precipitados, conhecidos como zonas Guinier-Preston (GP) em ligas não ferrosas e também descritos como "aglomerações" em aços microligados, tem recebido crescente atenção na última década devido ao desenvolvimento da tomografia por sonda de átomos (APT). Diversos estudos de APT em aços microligados com nióbio tem sido registrados. (Breen, 2014)

A precipitação interfásica ocorre durante a transformação da austenita para ferrita e é encontrada, com possível exceção do ZrC e ZrN, para todos carbonitretos dos metais de transição, bem como para precipitados de prata e cobre nos aços (Baker, 2016). Dunne (2010) aponta que muitos estudos de Honeycombe e seus companheiros, geralmente com aços de laboratório ternários ou quaternários altamente ligados, e frequentemente em condição de tratamento isotérmico, produzindo altas frações volumétricas de precipitados, foram realizados para elucidar os mecanismos fundamentais da precipitação interfásica.

Embora a precipitação interfásica esteja bem estabelecida em aços transformados isotermicamente, parece ser menos importante nos aços microligados laminados com Nb e Ti-Nb processados comercialmente. (Lagneborg, 2014)

## 1.2. Anisotropia em aços microligados

Um material isotrópico, por definição, é aquele que possui as mesmas propriedades em todas as direções. Um material anisotrópico é então aquele que tem características que diferem em pelo menos duas direções. Vários trabalhos (Verdeja, 2003; Suzuki, 2004) mostram que as propriedades anisotrópicas de placas de aço laminado são relacionadas a inclusões na direção de laminação e tensão residual.

Hu, 2015, explica como essa anisotropia é desejável, por exemplo, para aplicações em chapas para processos de estampagem e Joo, 2013, estudou as vantagens da anisotropia em aços utilizados em oleodutos, mostrando assim que materiais isotrópicos têm um nicho importante de mercado. Ebrahimi, 2008, estudou a anisotropia em aços microligados mostrando que estes aços apresentam anisotropia em algumas propriedades e em outras não, concluindo assim que um mesmo material pode apresentar tanto isotropia quanto anisotropia, dependendo da característica analisada e do nível de tolerância adotado.

Assim, esse trabalho explora a discussão sobre a anisotropia de aços microligados através da análise da microdureza dos aços estudados.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os aços microligados selecionados para este estudo são aços comerciais, fabricados por laminação em tiras a quente. Eles se diferenciam em 2 composições diferentes, sendo produzidos por processo distinto de fabricação. As informações sobre o processo realizado em sua fabricação são mantidas em segredo industrial pelo fabricante. Na Tab (1) são apresentados os aços microligados estudados e suas respectivas composições em porcentagem de peso.

Os aços USI-1 e USI-2 possuem a mesma composição, mas diferem quanto ao processo metalúrgico utilizado em sua produção. O mesmo ocorre com os aços COS-2 e COS-3.

**Tabela 1. Composição dos aços utilizados no estudo (%p).**

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ti	V
USI-1	0,09	0,91	0,3	0,023	0,007	0,052	0,021	0,074	0,004
USI-2	0,09	0,91	0,3	0,023	0,007	0,052	0,021	0,074	0,004
COS-2	0,11	1,54	0,28	0,026	0,007	0,013	0,041	0,105	0,008
COS-3	0,11	1,54	0,28	0,026	0,007	0,013	0,041	0,105	0,008

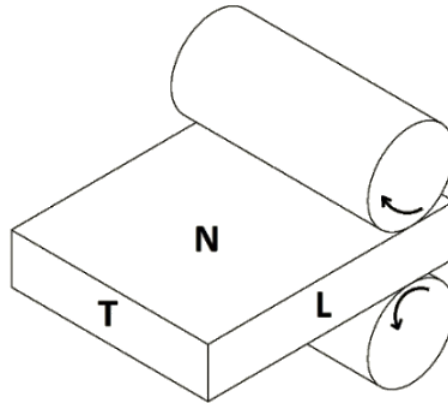
Cada material passou pelo ensaio de tração para verificação de seus limites de escoamento.

Foram tomadas amostras em orientação normal às seções das chapas laminadas, sendo assim tomadas três amostras de cada material analisado. As três seções adotadas para este estudo foram: Longitudinal, Normal e Transversal (L, N e T); como ilustrado na Fig (2).

Cada amostra foi preparada embutida em baquelite para processo de análise metalográfica para avaliação de granulometria. Elas foram então lixadas utilizando uma sequência de lixas até grana de 1200. Em seguida foi dado polimento utilizando alumina de 1 µm. Para a revelação dos contornos da microestrutura foi realizado um ataque químico utilizando Nital 2%.

Foram tomadas imagens da microestrutura utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV), utilizando uma ampliação definida de 7000x, com sinal BSD. Foram tomadas 5 imagens de cada amostra, que foram preparadas para evidenciar os contornos dos grãos e em seguida foram analisadas utilizando o software ImageJ para obtenção das áreas de cada grão presente, como ilustrado na Fig (3). A partir dessas áreas, foram calculados os diâmetros equivalentes de cada utilizando a Eq. 1.

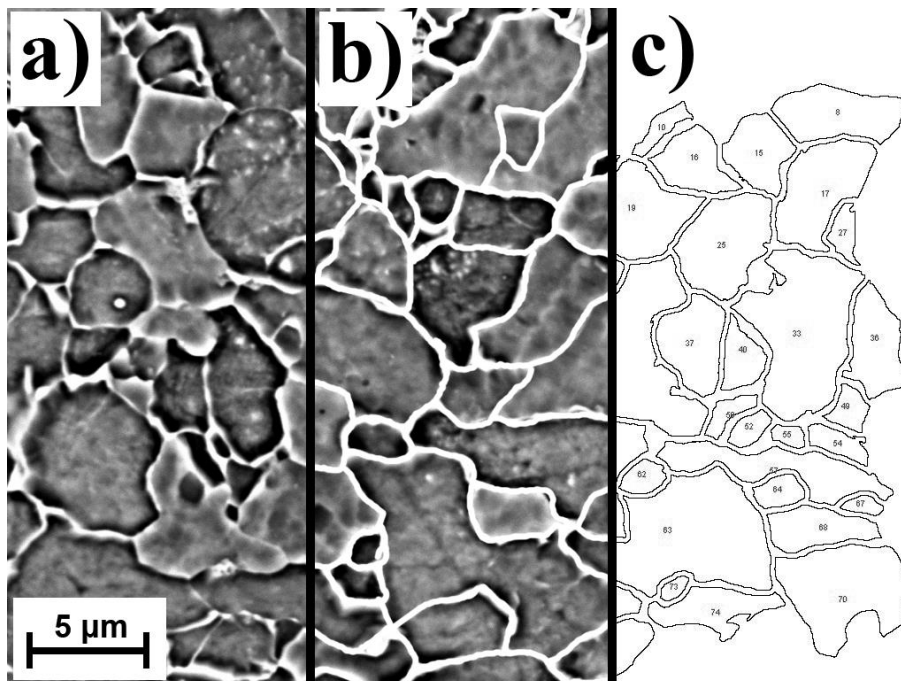
$$\varnothing_{eq} = \sqrt{\frac{4 \cdot A}{\pi}} \quad (1)$$



**Figura 2. Secções da chapa laminada adotadas para o estudo.**

As amostras foram depois submetidas à medição de microdureza no microindentador instrumentado DUH-211S, utilizando os seguintes parâmetros de Força máxima aplicada de 1000mN, tempo de aplicação da força de 5 segundos e carregamento de carga de 70 mN/s. Foram tomadas 12 medidas de dureza de cada amostra, desconsiderando os extremos ao final, restando então 10 medidas para utilização.

A medida é feita por um indetador de diamante industrial com geometria similar ao indetador Vickers, diz-se similar pois o equipamento fornece uma dureza equivalente, obtida apenas pela penetração do indetador no metal e a carga aplicada, sendo referenciada então neste trabalho como uma dureza Vicker equivalente (HV\*).



**Figura 3. Passos de preparação e análise das imagens. (a) Imagem original; (b) Imagem com contornos reforçados; (c) Resultado de mapa de áreas no ImageJ.**

Uma vez obtidos os dados, estes foram trabalhados utilizando análise de variância (ANOVA) com nível de significância em 5%, obtendo assim as interações entre as seções das amostras e entre os diferentes aços empregados neste trabalho, bem como os valores equivalentes médios de cada amostra.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Tab (2) estão apresentadas as medidas de microdureza média de cada seção de cada material, bem como o desvio padrão e erro da média. Também é apresentada a média de microdureza de cada material, considerando a média das seções. Na Tab (3) são apresentados os dados de tamanho de grão nos mesmos moldes.

**Tabela 2. Medidas de microdureza das secções dos aços estudados.**

	Secção	Microdureza na secção (HV*)	Desvio padrão	Erro padrão	Microdureza média (HV*)
USI-1	L	416,98	11,64	3,68	449,15
	N	502,10	41,17	13,02	
	T	428,38	18,88	5,97	
USI-2	L	378,57	10,15	3,21	381,75
	N	371,38	11,19	3,54	
	T	395,31	14,70	4,65	
COS-2	L	419,34	10,89	3,44	416,84
	N	423,29	18,54	5,86	
	T	407,89	15,22	4,81	
COS-3	L	393,11	14,04	4,44	368,59
	N	338,04	6,39	2,02	
	T	374,62	14,81	4,68	

**Tabela 3. Medidas de tamanho de grão das secções dos aços estudados.**

	Secção	Diâmetro médio na secção (µm)	Desvio padrão	Erro padrão	Diâmetro médio (µm)
USI-1	L	2,62	1,64	0,08	2,58
	N	2,75	1,73	0,10	
	T	2,37	1,47	0,07	
USI-2	L	2,69	1,72	0,09	2,69
	N	2,82	1,62	0,09	
	T	2,57	1,48	0,07	
COS-2	L	2,94	2,03	0,13	2,93
	N	3,09	2,08	0,14	
	T	2,75	1,64	0,09	
COS-3	L	2,82	1,69	0,09	3,14
	N	3,70	2,33	0,17	
	T	2,90	1,86	0,10	

Através da análise estatística ANOVA, considerando o nível de significância de 5%, foram comparadas as secções de cada matéria a fim de constatar se o aço apresenta as mesmas características em qualquer direção.

Para fins de apresentação, é mostrado na Tab (4) abaixo as comparações para a microdureza e tamanho de grão, sendo utilizado o algarismo 1 quando a diferença entre as secções é estatisticamente relevante, e 0 quando as secções são estatisticamente semelhantes.

**Tabela 4. Tabela de comparações de semelhança estatística entre as secções estudadas.**

Secções	Microdureza				Tamanho de grão			
	USI-1	USI-2	COS-2	COS-3	USI-1	USI-2	COS-2	COS-3
N - L	1	0	0	1	0	0	0	1
T - L	0	1	0	1	0	0	0	0
T - N	1	1	0	1	1	0	0	1

A partir da tabela, é possível observar que no aço USI-1, as secções T e L tem microdureza estatisticamente semelhantes, enquanto a secção N se distancia destas duas. No aço USI-2 a situação se altera, sendo as secções N e L

semelhantes e a secção T que difere. Já no material COS-2 todas as secções são estatisticamente semelhantes, indicando um aço bastante uniforme em suas propriedades. Por fim o aço COS-3 difere totalmente do anterior, possuindo todas as secções estatisticamente diferentes entre si, indicando um material pouco uniforme.

Considerando que os pares de aços USI-1/USI-2 e COS-2/COS-3 possuem a mesma composição química e ainda assim apresentam diferentes configurações de microdureza em sua estrutura, mesmo que o fabricante mantenha em segredo industrial quais foram os processos de fabricação do material, é possível racionalizar o processo não influencia somente na dureza média do material como um todo, como já observado na Tab (2), mas também na homogeneidade do material.

Uma observação importante é dissociação entre a anisotropia da microdureza e do tamanho de grão, uma vez que essas duas características presentes nesses aços claramente apresentam comportamentos diferentes, com exceção do aço COS-2. Assim, é possível afirmar que a microdureza do material não depende diretamente do tamanho de grão. Outro importante apontamento é a constatação de que a variação dos processos de fabricação utilizados nos pares de aços com mesma composição acarretaram numa variação de 13% a 17% aproximadamente na microdureza e de 4% a 7% aproximadamente no tamanho de grão, demonstrando mais uma vez que essas duas características independem entre si.

Assim como discutido nos trabalhos de Verdeja, 2003, e Suzuki, 2004, essa anisotropia da microdureza que se apresenta nos materiais USI-1, USI-2 e COS-3 poderiam ser fruto de inclusões e tensões residuais. Porém, essas inclusões ocorrem na direção de laminação, que no caso estudado se refere à secção N. Assim, Como os aços USI-2 e COS-3 apresentam anisotropia referente à outras secções que não a N, é necessário considerar outros fatores para essa variação.

A anisotropia relativa à microdureza pode então ser decorrente das precipitações de carbonitretos, e estar podem estar ocorrendo de forma diferente em cada orientação.

#### 4. CONCLUSÕES

A anisotropia está presente nos materiais USI-1, USI-2 e COS-3, e é decorrente de outros fatores além de inclusões e tensões residuais, mas estes fatores precisam ser mais profundamente estudados no futuro. O processo de fabricação tem influência na isotropia das chapas laminadas, assim como a composição química.

#### 5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à UNESP de Ilha Solteira por todo apoio fornecido, tanto financeiro quanto estrutural, no desenvolvimento da pesquisa, ao IFSP Campus Votuporanga pelo apoio financeiro à formação acadêmica profissional e ao CNPq pelos recursos concedidos durante o desenvolvimento deste trabalho.

#### 6. REFERÊNCIAS

- ASM International, 2001, "Alloying: Understanding the Basics". Fonte: ASM International: [www.asminternational.org](http://www.asminternational.org)
- Baker, T.N., 2016, "Microalloyed Steels", *Ironmaking & Steelmaking*, Vol. 43, p. 264-307.
- Breen, A. J., Xie, K. Y., Moody, M. P., Gault, B., Yen, H. W., Wong, C. C., Ringer, S. P., 2014, "Resolving the morphology of niobium carbonitride nano-precipitates in steel using atom probe tomography", *Microscopy and Microanalysis*, 1100-1110.
- Cherleaux, M., et al., 2001, "Precipitation behavior and its effect on strengthening of an HSLA-Nb/Ti steel", *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 32, n. 7, p. 1635-1647.
- Degarmo, E.P.; Black, J.T.; Kohser, R.A., 2003, "Materials and Processes in Manufacturing", 9th ed., Wiley.
- Dunne, D. P., 2010, "Interaction of precipitation and phase transformation in low alloy steels", *Materials Science and Technology*, 410-420.
- Ebrahimi, A.R., Abyazi, A., Abbasi, S.M., 2008, "Anisotropy in Microalloyed S355N Steel", *International Journal of ISSI*, vol. 5, No. 2, p. 14-20.
- Edmonds, D. V., & Honeycombe, R. W., 1978, "Precipitation in iron-based alloys", Em K. C. Russell, & H. I. Aaronson, *Precipitation processes in solids* (pp. 121-160). Warrendale, PA: Metallurgical Society-AIME.
- Houghton, D. C., Weatherly, G. C., & Embury, J. D., 1982, "Characterization of carbonitrides in Ti bearing HSLA steels", Em A. J. al., *Thermomechanical processing of microalloyed austenite* (pp. 267-292). Warrendale: Metallurgical Society-AIME.
- Joo, M.S., Suh, D.-W., Bhadeshia, H.K.D.H., 2013, "Mechanical Anisotropy in Steels for Pipelines", *ISIJ International*, vol. 53, p. 1305-1314.
- Kestenbach, H.J., Morales, E.V., 1998, "Transmission Electron Microscopy of carbonitride precipitation in Microalloyed Steels", *ACTA MICROSCOPICA*, vol. 7, p. 22-33.
- Lagneborg, R., Hutchinson, B., Siwecki, T., & Zajac, S., 2014, "The role of vanadium in microalloyed steels", Pittsburgh, PA, USA: Vanitec Publication.
- Rodrigues, P., Pereloma, E., & Santos, D., 2000, "Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling", *Materials Science and Engineering: A*, 136-143.

- Show, B.K., Veerababu, R., Balamuralikrishnan, R. and Malakondaiah, G., 2010, “Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel”, *Materials Science and Engineering A*, v. 527, p. 1595–1604.
- Suzuki, T., et al., 2004, “Strength Anisotropy and Residual Stress in Draw Pearlite Steel Wire”, *ISIJ International*, vol. 44, p. 1426-1430.
- Tamura, I. et al., 1988, “Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels”, 1ª. Ed, London, Butterworths.
- Verdeja, J.I., Asensio, J., Pero-Sanz, J.A., 2003, “Texture, formability, lamellar tearing and HIC susceptibility of ferritic and low-carbon HSLA steels”, *Materials Characterization*, vol. 50, p. 81-86.
- Vervynckt, S., Verbeken, K., Lopez, B., & Jonas, J. J., 2012, “Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature”, *Int. Mater. Rev.*, 187-207.
- Webster, D., 1962, “Effect of precipitates in grain refining microalloyed steels”, Sheffield: BISRA Report No. MG/C/18/62.

## 7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

# MICROHARDNESS ANALYSIS IN THE DIFFERENT SECTIONS OF HOT-ROLLED MICROALLOYED STEEL SHEETS

Guilherme Rosati Mecelis, [eng.mecelis@gmail.com](mailto:eng.mecelis@gmail.com)<sup>1</sup>  
Cleiton Lázaro Fazolo de Assis, [fazolocla@gmail.com](mailto:fazolocla@gmail.com)<sup>2</sup>  
Juno Gallego, [gallego@dem.feis.unesp.br](mailto:gallego@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP, Av. Brasil, 56, Centro, CEP 15385-000.

<sup>2</sup> INSTITUTO FEDERAL DE SÃO PAULO – Campus Votuporanga, Av. Jerônimo Figueira da Costa, 3014, Pozzobon, CEP 15503-110,

**Abstract:** *The rolling process produces flat products, bars and multiple profiles. Its main advantage over other processes of mechanical conformation is the high productivity and the dimensional control of the finished product and insurance of good geometric precision. The rolling process can be done hot or cold. In the hot rolling process, depending on the thermomechanical processing applied, the final product may exhibit some degree of anisotropy. In this sense, the objective of this work is to investigate the anisotropy of strips of microalloyed hot rolled steels. For this purpose, five microalloyed steels were used as hot strips, in which the distribution of ferritic grain sizes and microhardness were determined in the different sections of the product. The analysis of variance (ANOVA) was used to identify the effect of the variables on the response. The strips presented fine ferritic grains, ranging from 2.7 to 4.1  $\mu\text{m}$  of medium size, resulting in flow limits of 419 to 646 MPa and microhardness of 265 to 509 HV. The analysis of variance confirmed the anisotropy of the studied steels in the different sections analyzed ( $\alpha \leq 0.05$ ) and revealed that the microhardness variation was directly influenced by the manufacturing process.*

**Key-words:** *Hot rolled, microalloyed steel, ferritic grain size, microhardness*

## COPYRIGHT

Authors are solely responsible for the content of the printed material included in their work.