

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA QUEDA DE RESISTÊNCIA NA ZONA
AFETADA PELO CALOR DA SOLDAGEM DE AÇO MICROLIGADO
AO NIÓBIO

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL
DE SANTA CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

RAMÓN S. CORTÉS PAREDES

FLORIANÓPOLIS - SC, MAIO DE 1987

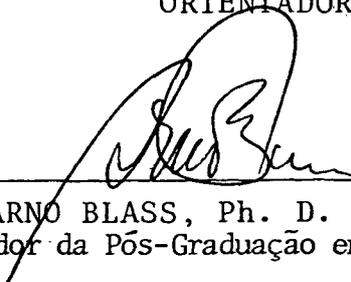
ESTUDO DA QUEDA DE RESISTÊNCIAS NA ZONA
AFETADA PELO CALOR DA SOLDAGEM DE AÇO MICROLIGADO
AO NIÓBIO

RAMÓN S. CORTÉS PAREDES

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM ENGENHARIA
ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI, Dr. Ing.
ORIENTADOR

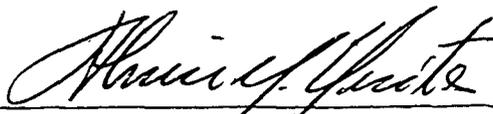


Prof. ARNO BLASS, Ph. D.
Coordenador da Pós-Graduação em Eng. Mecânica

BANCA EXAMINADORA



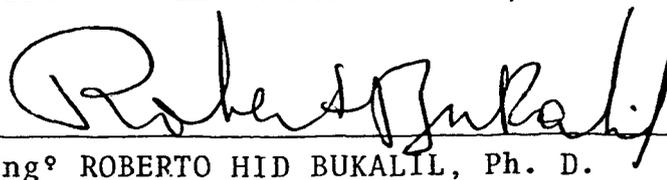
Prof. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI, Dr. Ing.



Prof. ALMIR MONTEIRO QUITES, M. Sc.



Prof^a INGEBORG KUHN ARROYO, M. Sc.



Eng^o ROBERTO HID BUKALIL, Ph. D.

À minha esposa Rosa
e aos meus filhos
Carlos Alberto e
Ana Maria.

AGRADECIMENTOS

- Ao prof. Augusto José de Almeida Buschinelli, pela orientação, dedicação e ensinamentos transferidos;
- Ao Deptº de Eng. Mecânica da UFSC e à Coordenação de Pós-Graduação em Eng. Mecânica, nas pessoas dos profs. Berend Snoeijer e Arno Blass, pela oportunidade da realização do curso de pós-graduação;
- Aos demais membros da banca, pela atenção dedicada;
- À Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA, pela bolsa de estudo e apoio técnico para realizar este trabalho;
- Ao Eng. Orlando Bursteinas da COSIPA, pelo apoio e sugestões na realização deste trabalho;
- Aos funcionários e amigos do LABSOLDA, LACIMAT, Laboratório de Máquinas Operatrizes, LABMETRO, pela ajuda, quando da utilização destes laboratórios;
- À Universidade de Tarapaca - Chile, pela oportunidade de efetuar estudos de pós-graduação;
- À CAPES, pelo apoio na realização deste trabalho;
- Aos demais professores e colegas, que, direta ou indiretamente contribuíram para o êxito deste trabalho;
- E, principalmente, à minha esposa, Rosa, pela paciência, compreensão e estímulo.

ÍNDICE

I	- INTRODUÇÃO	01
II	- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	03
	2.1 - Fundamentos da Metalurgia Física dos Aços BLAR Microligados	03
	2.1.1 - Endurecimento da ferrita por solução sólida	05
	2.1.2 - Efeitos das porcentagens de perlita	08
	2.1.3 - Espaçamento interlamelar da perlita	10
	2.1.4 - Refino de grão	11
	2.1.5 - Endurecimento por precipitação	18
	2.1.6 - Equações empíricas na determinação do limite de escoamento	22
	2.2 - Tratamento Termomecânico na Fabricação de Aços Microligados	23
	2.3 - Soldabilidade dos Aços BLAR	32
	2.3.1 - Ciclos térmicos de soldagem e zona afe- tada pelo calor (ZAC)	33
	2.3.2 - Zona afetada pelo calor	38
	2.3.3 - Crescimento de grãos e dissolução de precipitados na ZAC	42
	2.3.4 - Variação de resistência mecânica de aços microligados	44
	2.3.5 - Tenacidade da zona afetada pelo calor..	46

III -- MATERIAIS E MÉTODOS	51
3.1 - Caracterização do Metal Base	51
3.1.1 - Análise química	51
3.1.2 - Laminação	53
3.1.3 - Metalografia e dureza	54
3.1.4 - Ensaio de tração	57
3.2 -- Soldagem ao Arco-Submerso	58
3.2.1 - Equipamento de soldagem	58
3.2.2 - Consumíveis	59
3.2.3 - Tipo de corrente	60
3.2.4 - Tipo de junta e passes	60
3.2.5 - Determinação dos parâmetros de soldagem	60
3.2.6 - Pré-aquecimento e temperatura de inter- passe	63
3.2.7 - Corpos de prova para soldagem	64
3.2.8 - Ensaio radiográfico	65
3.2.9 - Medição dos ciclos térmicos	65
3.2.10 - Ensaios mecânicos	70
3.3 -- Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem	70
3.3.1 - Equipamento	70
IV - RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO	76
4.1 - Ensaio de tração	76
4.2 - Metalografia e dureza	81
4.2.1 - Metal base normalizado	81
4.2.2 - Juntas soldadas	82
4.2.3 - Metalografia dos corpos de prova submeti- dos a simulação térmica	85
4.3 - Comentários Sobre Mecanismos de Endurecimento da ZAC	89

V	- CONCLUSÕES E SUGESTÕES	94
	5.1 - Conclusões	94
	5.2 - Sugestões	95

RESUMO

O trabalho enfoca a questão da queda do limite de escoamento na ZAC de um aço microligado ao nióbio fabricado por tratamento termo-mecânico. As propriedades de tração das diferentes regiões da ZAC foram levantadas em corpos de prova submetidos a simulação de ciclos térmicos de soldagem até temperaturas de pico iguais a 730, 850, 950, 1100 e 1250°C. Somente para o ciclo de 1100°C, devido a dissolução do NbC, o limite de escoamento passa a ser ligeiramente inferior (< 4%) ao aço laminado. Essa deterioração da resistência em uma faixa estreita da ZAC (-0,30 - 0,45 mm) não compromete as propriedades de tração de uma junta soldada, conforme verificado diretamente em soldas arco-submerso de média (24,5 kJ/cm) e alta energia imposta (34,5 kJ/cm).

ABSTRACT

The loss of strength in the heat-affected-zone (HAZ) of a niobium microalloyed steel produced by thermo-mechanical treatment is analysed. Tensile properties of typical regions of the HAZ were determined in specimens subjected to thermal cycles simulating welding conditions to peak temperatures of 730, 850, 950, 1100 and 1250°C. Only for the 1100°C thermal cycle, associated with the dissolution of NbC, the yield point tends to be slightly lower (< 4%) than that of the steel in the as rolled condition. This deleterious effect observed in a small range of the HAZ (0,30 - 0,45 mm) does not weaken the entire weldment, as directly verified in submerged-arc welds with normal (24,5 kJ/cm) and high (34,5 kJ/cm) heat inputs.

RESUMEN

El trabajo analiza el problema de la disminución del límite de fluencia en la ZAT de un acero microaleado al nióbio fabricado por tratamiento termo-mecánico. Las propiedades de tracción de las diferentes regiones de la ZAT fueron levantadas en cuerpos de prueba sometidos a simulación de ciclos térmicos de soldadura hasta temperaturas máximas de 730, 850, 950, 1100 y 1250°C. Solamente para el ciclo de 1100°C, debido a la disolución de los NbC, el límite de fluencia pasa a ser ligeramente inferior (< 4%) al del acero laminado. Esa disminución de la resistencia en una anchura estrecha de la ZAT (~0,30 - 0,45 mm) no compromete las propiedades de tracción de una junta soldada, conforme comprobado directamente en soldadura por arco sumergido de normal (24,5 kJ/cm) y alta energía de aporte (34,5 kJ/cm).

I. INTRODUÇÃO

Aços microligados contêm, em comparação aos aços estruturais convencionais, adições de Nb, V ou Ti da ordem de 0,01 a 0,15%. Esses elementos conduzem, por tratamento térmico ou termo-mecânico adequado, a uma microestrutura que combina alta resistência mecânica e excelente tenacidade. Além disso os aços microligados possuem baixo carbono equivalente e, portanto, boa soldabilidade^(1, 2, 3).

Os aços microligados são aços baixa liga e alta resistência (BLAR), e têm apresentado uma evolução técnica acentuada nos últimos 20 anos. Assim, se naquela época estes aços de aplicação estrutural atingiam limite de escoamento de 200 - 250 MPa os atuais aços BLAR, tendo evoluído daqueles, chegam a apresentar um limite de escoamento da ordem de 550 MPa⁽⁴⁾. Seu campo de aplicação é bastante grande, sendo utilizados na fabricação de diversas estruturas soldadas, como por exemplo, indústria automobilística, naval, plataformas de perfuração, etc.

No final da década de 70 foi introduzido no Brasil o processo de fabricação dos aços microligados por tratamento termo-mecânico (TTM), através do qual para o mesmo carbono equivalente atinge-se níveis mais elevados de resistência que em chapas produzidas por laminação convencional e normalização⁽³⁾.

A questão enfocada no presente trabalho, suscitada por usuários de aços microligados ao nióbio fabricados no Brasil refere-se a eventual queda de resistência na zona afetada pelo calor (ZAC) de uma operação de soldagem, tendo em vista que o limite de escoamento desse tipo de aço laminado por TTM decresce 40 a 100 MPa, quando submetido a um tratamento térmico de normalização.

Deteriorização das propriedades mecânicas da ZAC de natureza similar ocorre em liga de alumínio endurecida por precipitação e em aços temperados e revenidos. Limitações de energia imposta na soldagem de aços temperados e revenidos são geralmente baseadas em requisitos de tenacidade, pois essa propriedade decresce mais rapidamente com a energia imposta que a resistência mecânica.

Porém em certos aços temperados e revenidos a resistência é deteriorada mais severamente e as limitações de energia imposta devem-se exigências de resistência mecânica adequada da junta.

Como as boas propriedades mecânicas do aço laminado por TTM são garantidas por uma fina granulometria ferrítica endurecida por precipitação, trata-se de saber como sua microestrutura é afetada pelo ciclo térmico de soldagem.

Para o estudo sistemático dessa questão foram planejados testes diretos (solda arco submerso com diferentes níveis de energia imposta) e indiretos (simulação térmica das diferentes regiões da ZAC) com os seguintes objetivos:

1. Avaliar o efeito do nível de energia a que estão relacionadas a microestrutura e a extensão da ZAC, sobre a resposta da união soldada a tração e fadiga.
2. Avaliar o comportamento a tração de regiões características da ZAC, através de corpos obtidos por simulação de ciclos térmicos equivalentes a soldas com diferentes níveis de energia imposta.
3. Determinar através de exame metalográfico ótico e eletrônico os mecanismos de endurecimento atuantes em cada região da ZAC.

II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Fundamentos da Metalurgia Física dos Aços BLAR Microligados

Os aços microligados são aços baixa liga alta resistência (BLAR) basicamente ao C - Mn contendo Nb, V ou Ti ou combinações destes elementos.

Devido às aplicações cada vez mais específicas, com requisitos de qualidade mais exigentes, a família dos aços BLAR microligados permitiu aos usuários de materiais estruturais a utilização de um produto exibindo uma série de características positivas. No caso particular dos aços BLAR ao nióbio, a combinação de alta resistência e tenacidade é conseguida principalmente pelo efeito de refino de grão e precipitação de carbonetos^(1, 2, 3, 4). A amplitude de cada efeito dependerá da composição do aço e do tipo de tratamento termomecânico que tenha sofrido e, além disso, da apropriada combinação destas variáveis.

Antes do aparecimento dos aços microligados, as aplicações em componentes estruturais que requeriam alta resistência eram supridas com alto carbono e manganês (com ou sem tratamentos térmicos), tendo estes aços problemas de tenacidade e dificuldades na sua soldabilidade. O desenvolvimento de aços microligados (Nb, V e Ti) de alta resistência possibilitou a substituição daqueles nas referidas aplicações, com grandes vantagens técnicas e econômicas. O aspecto técnico se baseia na obtenção de alta resistência, mantendo o carbono a níveis muito mais baixos.⁽⁵⁾

As vantagens econômicas decorrem da possibilidade de redução de espessura (comparativamente ao aço carbono comum, para mesma aplicação), já que a resistência é maior, o que acarreta diminuição no tempo de operação pela menor manipulação do material e menor peso das estruturas⁽³⁾.

O emprego mais comum deste tipo de aço é no domínio da construção metálica e exige um teor de carbono inferior a 0,2% para assegurar uma boa soldabilidade e uma resistência ao impacto aceitável⁽⁶⁾.

Os principais fatores estruturais, os quais controlam a resistência destes aços são:

- endurecimento da ferrita por solução sólida;
- porcentagem de perlita;
- espaçamento interlamelar da perlita;
- tamanho de grão da ferrita;
- efeitos de endurecimento por precipitação na ferrita.

Estes fatores são controlados por outras variáveis como:

- velocidade de resfriamento;
- temperatura de transformação;
- adições de elementos de liga;
- partículas não dissolvidas, as quais causam refino de grão;
- processo de laminação.

Quaisquer destas variáveis afetam umas as outras e podem, além disto, influenciar um ou mais fatores estruturais. Desta maneira, a seguir, será tratado brevemente cada um dos fatores separadamente.

2.1.1 - Endurecimento da ferrita por solução sólida

A presença de elementos de liga em solução sólida pode alterar a resistência de maneira distinta conforme se trate de dissolução na forma intersticial ou substitucional.

Os elementos de liga intersticiais, tais como, C e N são realmente os mais eficazes, mas é raro exercerem na prática um grande efeito endurecedor pois, para as velocidades de resfriamento normalmente encontradas, este é reduzido pela precipitação, quando os teores desses intersticiais cai para níveis muito baixos⁽⁷⁾.

A combinação do C e N é mais comum com o Al e os elementos microligantes tais como Nb, V e Ti com os quais formam carbonetos e nitretos. Desta forma há a contribuição para o controle do tamanho de grão e para o endurecimento por precipitação.

Os elementos de liga substitucionais possuem relativamente um efeito pequeno de endurecimento por solução sólida, conforme se depreende da Figura 1.

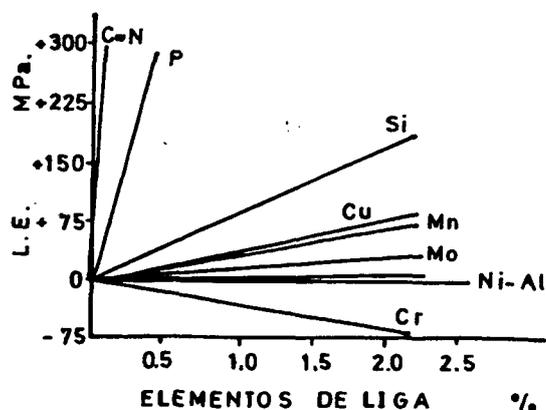


Figura 1 - Efeitos de endurecimento por solução sólida em aços BLAR ferrita-perlita⁽⁸⁾.

Pode-se apreciar que o efeito endurecedor do C e N é mais significativo que os demais componentes nos teores usuais utilizados nos aços BLAR. Os elementos de liga substitucionais como o Si e Mn são adicionados na composição química devido a:

- O silício contido em teores que variam de 0,05 a 0,3%, dissolve-se na ferrita, endurecendo-a, sem entretanto, afetar apreciavelmente a ductilidade, embora aumente ligeiramente a dureza e sua resistência mecânica. A função principal do silício é a de agente desoxidante⁽⁸⁾.
- O manganês, além de atuar como agente dessulfurante, é conhecido como elemento que abaixa a temperatura de transformação AC₃ e aumenta a quantidade de perlita no aço deslocando o ponto eutetóide para teores de carbono mais baixos⁽⁷⁾. O manganês exerce, também um efeito de endurecimento na ferrita quando o teor de carbono é baixo.

Normalmente nos aços BLAR tratados termomecanicamente o manganês é especificado em teores até 1,5% como é mostrado na Figura 2 ilustrando a contribuição do teor de Mn no aumento da resistência⁽⁹⁾.

O esquema mostrado inclui a contribuição dos diversos mecanismos de endurecimento para um aço com 0,2% C, 0,2% Si, 0,15% V e 0,015% N em função do teor de manganês, onde, primeiramente é ilustrado o incremento no endurecimento por solução sólida devido à presença de manganês, silício e nitrogênio livre. Aparecem também a contribuição no aumento da resistência pelo refino de grão,

que é a componente mais significativa, e a parcela de endurecimento por precipitação.

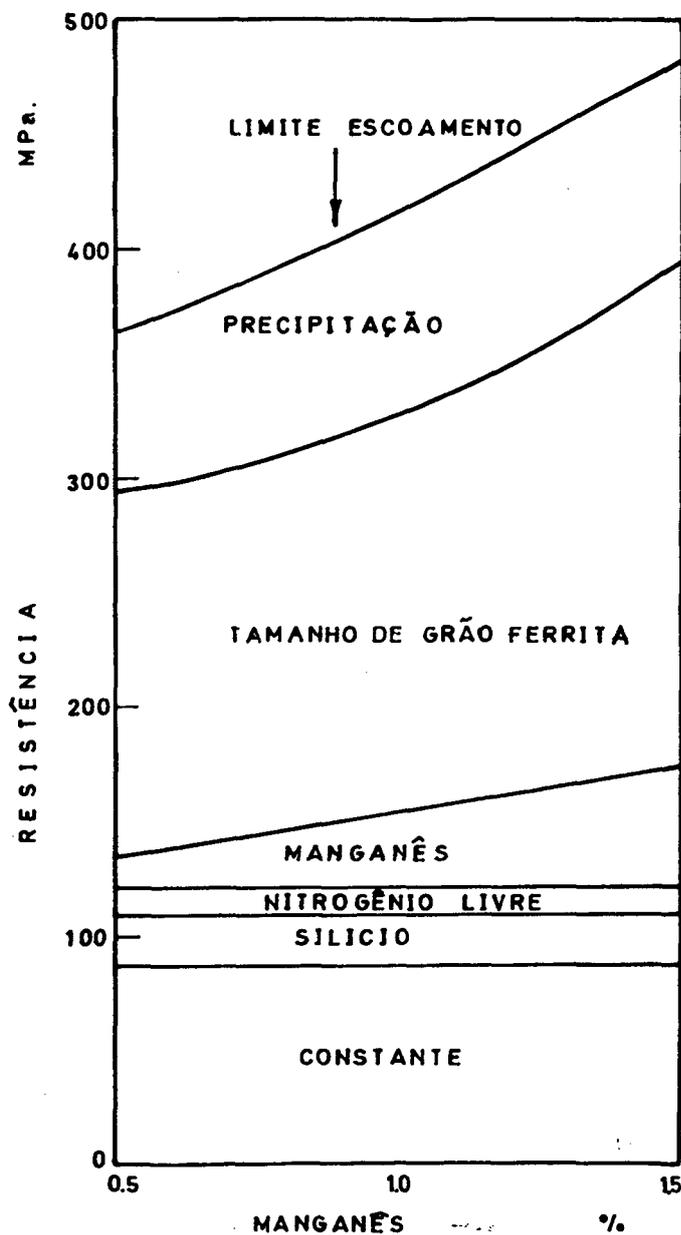


Figura 2 - Contribuição do teor de Mn sobre o endurecimento do aço com 0,2% C - 0,15% V.

Segundo Bonfin e outros⁽³⁾, a meta na produção de aços BLAR microligados ao nióbio é manter baixos os teores de carbono e manganês (< 2%) a fim de obter boa soldabilidade e alta tenacidade. Tal fato é indicado na Figura 3, que mostra o efeito da relação Mn/C sobre a temperatura de transição.

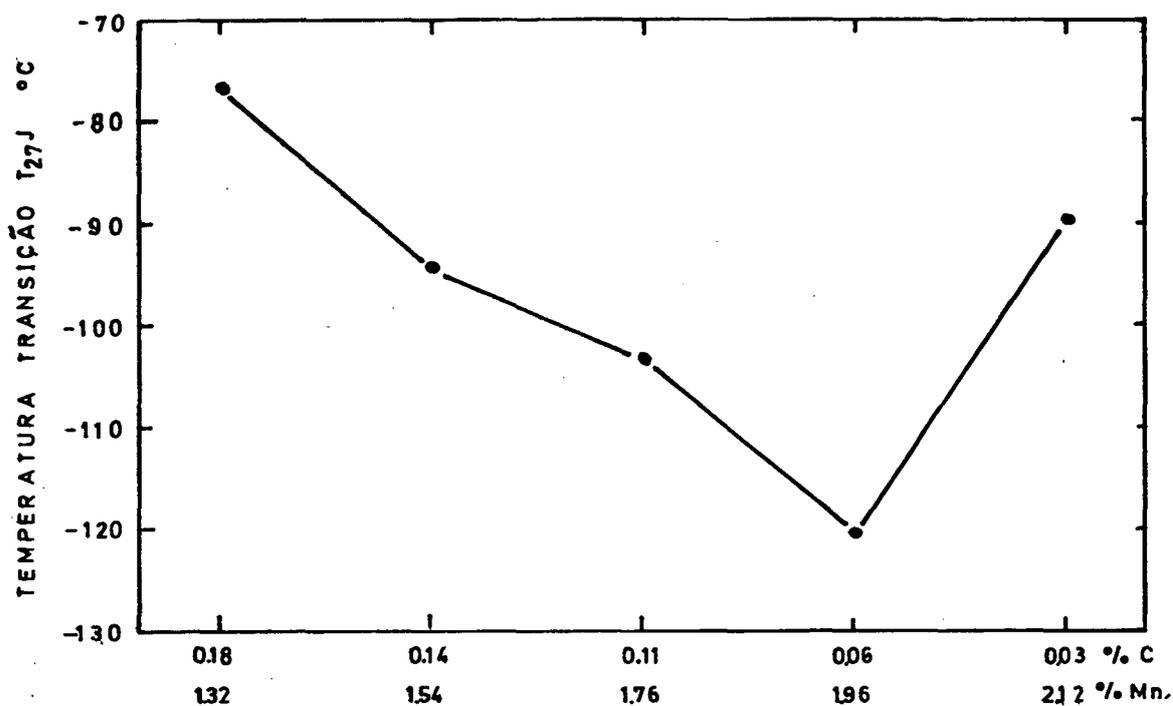


Figura 3 - Efeito da relação Mn/C sobre a temperatura de transição⁽¹⁰⁾. (Ensaio Charpy).

2.1.2 - Efeitos das porcentagens de perlita

A quantidade de perlita afetará principalmente, o limite de resistência devido a maior taxa de encruamento da perlita

do que da ferrita, mas em geral não aumenta o limite de escoamento, o qual, é controlado pela ferrita. No entanto, deve ser salientado que, ao aumentar-se a quantidade de perlita, causa um refinamento de grão ferrítico pelo fato de haver uma interrupção no crescimento deste, provocado pelo início da transformação perlítica. Isto pode levar a um aumento do limite de escoamento, observando-se não ser este um resultado direto da quantidade de perlita.

Segundo Pickering⁽⁷⁾ o efeito da perlita é bastante limitado passando a ser significativo apenas para frações elevadas (> 15 - 20%) desse constituinte, conforme se depreende na Figura 4.

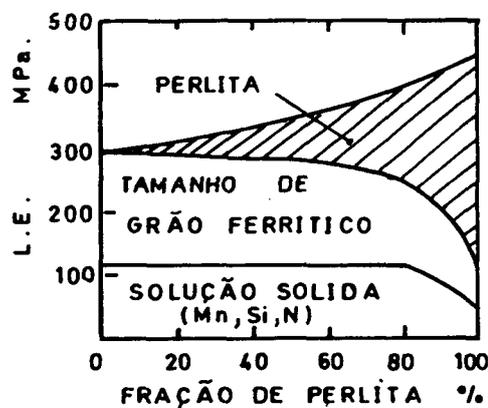


Figura 4 - Limite de escoamento em função do teor de perlita⁽⁷⁾.

O fator importante, controlando a quantidade de perlita, é o teor de carbono do aço, mas isto é limitado pelas exigências de soldagem e, também, pelo fato de que aumentando a quantidade de perlita eleva-se a temperatura de transição. Além disso, em geral, o teor de carbono é limitado para o máximo de 0,2%, no caso dos aços de construção, o que restringe, conseqüentemente, o efeito deste elemento. Sua contribuição à resistência de um aço com 1% Mn recozido será de 88 MPa (9 Kgf/mm²) para cada 0,1% de carbono

adicionado^(7, 11).

Outros fatores que afetam a quantidade de perlita:

- a) Adição de elementos como o Nb, V e Ti, que produzem considerável refino de grão pela ação de precipitação não somente dos nitretos como também dos carbonetos; com o que o teor efetivo de C e de perlita são menores.
- b) Uma temperatura de transformação mais baixa aumentará a quantidade de perlita.
- c) Também para aumentar a quantidade de perlita, pode-se aumentar o teor de liga, com o qual, decresce o teor de carbono no eutetóide.

2.1.3 - Espaçamento interlamelar da perlita

A temperatura de transformação é a principal variável controlando o espaçamento interlamelar. Quanto menor for a temperatura de reação, menor será o espaçamento lamelar. Com o decréscimo do espaçamento interlamelar o limite de escoamento aumenta, ademais devido à grande taxa de encruamento da perlita (abaixo da temperatura AC_1) é produzido um aumento ainda maior no limite de resistência⁽¹²⁾. Sabe-se também que a velocidade de resfriamento e a porcentagem de elementos de liga afetam o espaçamento interlamelar da perlita. É importante destacar que em aços baixo carbono, que tem uma quantidade pequena de perlita, o efeito de aumento do limite de escoamento não é significativo, já, nos aços perlíticos o aumento do limite de escoamento é importante.

2.1.4 - Refino de grão

Dentre os fatores que controlam a resistência dos aços baixo carbono com estrutura ferrita-perlita, o tamanho de grão ferrítico é a variável mais importante⁽¹¹⁾, já que, a diminuição do mesmo, leva a uma melhora tanto no limite de escoamento como na resistência ao impacto.

O refino de grão ferrítico aumenta o limite de escoamento, o qual varia linearmente e reciprocamente com a raiz quadrada do diâmetro do grão, segundo a relação de Hall-Petch^(apud 13).

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-\frac{1}{2}} \quad [1]$$

onde,

- σ_y = limite de escoamento;
- d = diâmetro do grão;
- σ_0 = tensão de fricção resistindo ao movimento das discordâncias;
- K_y = constante de desprendimento.

O tamanho de grão ferrítico depende:

- do tamanho de grão austenítico original, o qual, em geral controla a quantidade de ferrita nucleada;
- de partículas de fase secundária, deliberadamente adicionadas para restringir o crescimento do grão austenítico ou para nuclear ferrita, ou ainda, para inibir a taxa de crescimento da ferrita. Se tais condições restringem o crescimento austenítico, elas tendem a aumentar a temperatura de transformação⁽⁶⁾;

- da temperatura de transformação que controla a taxa de nucleação e o crescimento da ferrita. A temperatura de transformação é controlada pela composição de liga e pela velocidade de resfriamento.

A nucleação de ferrita se faz preferencialmente nos contornos de grãos austeníticos, logo torna-se evidente que, na transformação, o tamanho de grão austenítico possui maior efeito na determinação do tamanho final do grão ferrítico, pois, quanto mais fino for o grão austenítico, mais fino será o grão ferrítico^(3, 10).

Na produção de aços estruturais de granulação fina, tem-se feito uso dos precipitados como obstáculo ao crescimento do grão austenítico. Os carbonitretos de nióbio, os carbonetos e nitretos de vanádio e titânio, bem como nitretos de alumínio, reduzem o crescimento dos grãos austeníticos através de impedimento na movimentação dos contornos de grão.

A existência de partículas, tais como carbonetos e/ou nitretos, na matriz austenítica e temperaturas no mínimo, iguais às da transformação alotrópica, leva a uma perturbação na coalescência dos grãos austeníticos e a aceleração ulterior da germinação na transformação austenita-ferrita⁽⁶⁾.

A presença de finas partículas precipitadas na austenita, pode por um lado, diminuir a energia livre necessária à formação de germes de nucleação da ferrita, por redução de sua componente energia superfície e, por outro lado, impedir o crescimento dos grãos ferríticos. Estes dois efeitos conjugados, apresentam como resultado a diminuição do tamanho de grão.

De acordo com Pickering⁽⁷⁾, o desenvolvimento dos aços

BLAR tratados termomecanicamente têm combinado endurecimento por precipitação com refino de grão, através do uso dos elementos microligantes. A efetividade destes elementos depende de sua solubilidade na austenita, onde a temperatura de aquecimento das placas controla a quantidade de microligantes em solução. Na Figura 5 são ilustradas as curvas de solubilidade de carbonitretos de nióbio na austenita, a uma dada temperatura, expressa pelo produto de solubilidade⁽¹⁴⁾:

$$\text{Log } [\bar{\text{Nb}}] [\bar{\text{C}} + \frac{12}{14} \bar{\text{N}}] = - \frac{6700}{T(^{\circ}\text{K})} + 2,26 \quad [2.]$$

A temperatura de dissolução dos carbonitretos de nióbio depende da composição química do aço, entretanto, nos aços ao nióbio comumente empregados, pode-se admitir que esta ocorre entre 1000 e 1200°C⁽¹⁵⁾, fato evidenciado nas curvas da Figura 5. O carbono aumenta a temperatura de início de dissolução como pode-se depreender da equação [2].

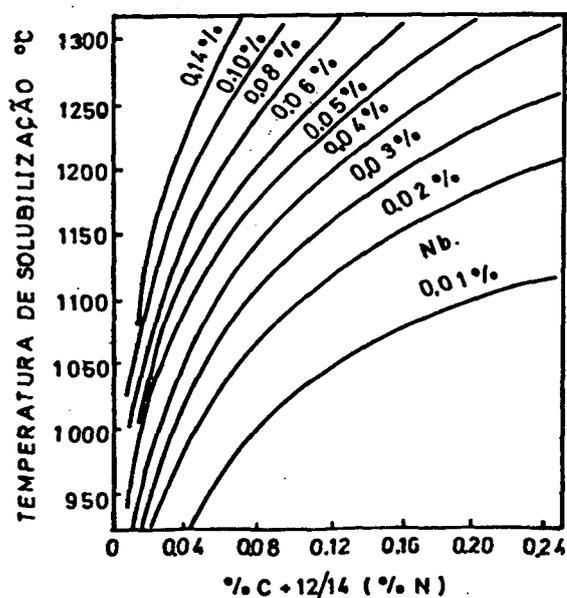


Figura 5 - Curvas de solubilidade de carbonitretos de nióbio na austenita⁽¹⁵⁾.

A participação efetiva dos elementos microligantes na forma de carbonetos ou nitretos é dependente da estabilidade deste componentes. A seguir é mostrado na Figura 6 a variação de energia livre (ΔG) na formação de carbonetos e nitretos de nióbio, vanádio e titânio.

Pode-se apreciar que o titânio é o elemento que forma carbonetos e nitretos mais estáveis. O nióbio tem a mesma tendência só na formação de carbonetos. O vanádio é o mais fraco entre os três.

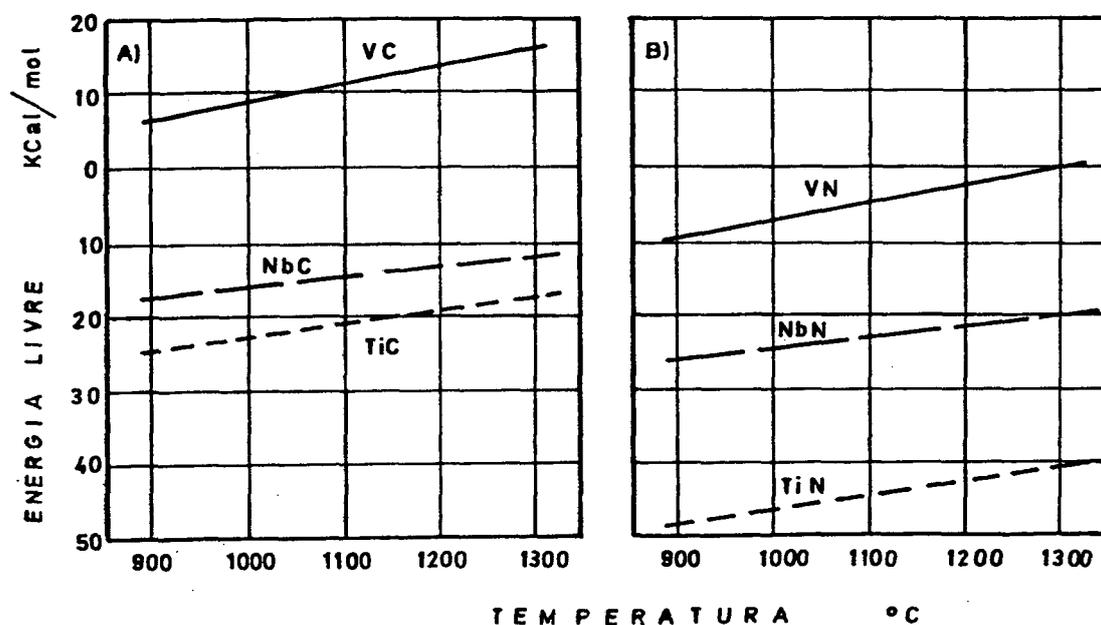


Figura 6 - Energia livre de formação de carbonetos e nitretos de vanádio, nióbio e titânio⁽¹⁶⁾.

Como foi comentado neste item, o refino de grão ferrítico é uma variável de destaque no aumento do limite de escoamento. Sendo assim, é interessante destacar na Figura 7, a participação que têm os elementos microligantes na determinação do tamanho de grão ferrítico. Observe-se que o nióbio é mais eficaz,

atuando efetivamente até aproximadamente 0,04%. O titânio é eficaz até cerca de $\approx 0,06\%$; acima deste teor o incremento na diminuição do tamanho de grão é desprezível. A importância do vanádio como refinador de grãos é secundária.

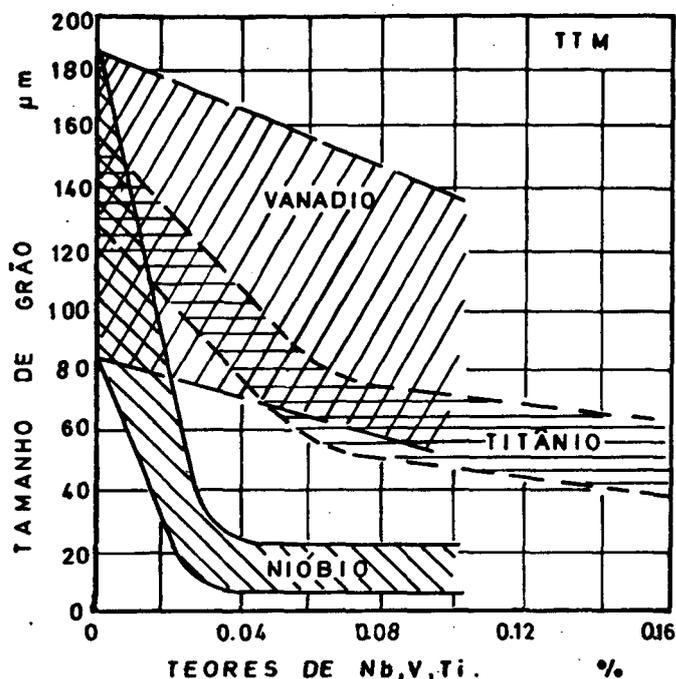


Figura 7 - Influência do teor de Nb, V e Ti no tamanho de grão da ferrita⁽¹⁶⁾.

O processo de refinamento de grão é o único que, simultaneamente, eleva a tenacidade e resistência mecânica do aço, tal como é observado na Figura 8. Portanto, a meta recomendável no processamento dos aços microligados deve ser a da maximização por refino de grão.

A adição de Nb leva a diminuição da temperatura de transição em níveis crescentes, como é mostrado na Figura 9. Ainda o incremento é mais significativo através da precipitação do Si e Mn em teores crescentes.

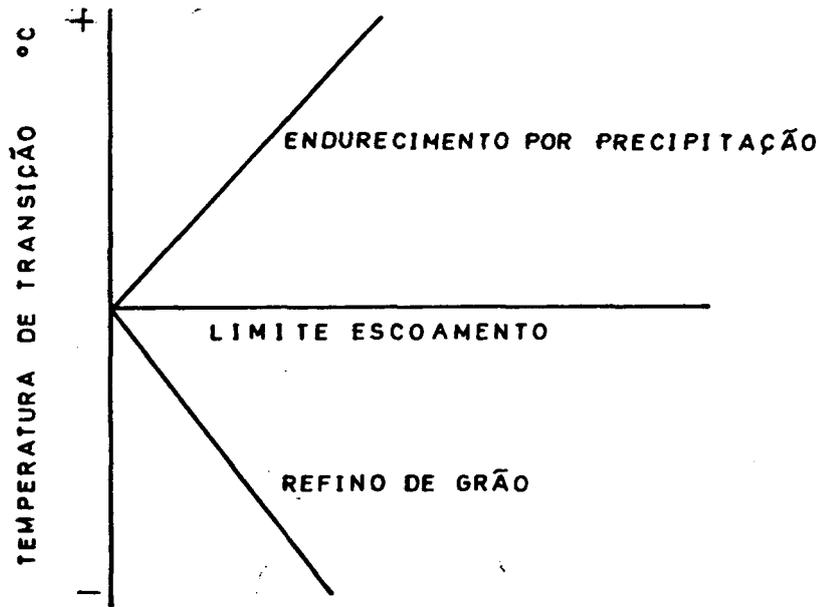


Figura 8 - Vetores resistência mecânica - tenacidade para refinamento de grãos e endurecimento por precipitação⁽¹⁾.

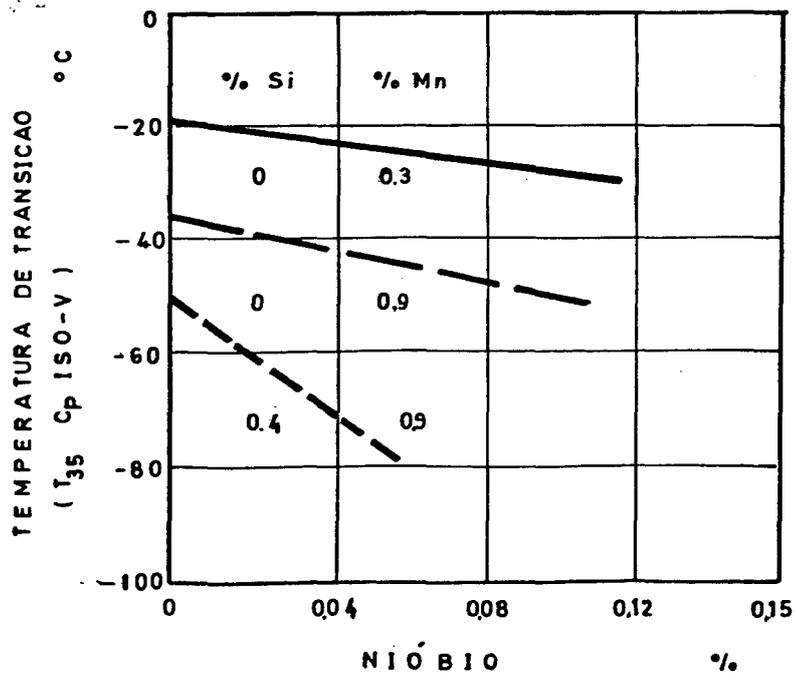


Figura 9 - Influência do nióbio na temperatura de transição no aço como laminado⁽¹⁶⁾.

Finalmente cabe ainda mencionar a importância do alumínio como promotor do refino de grãos. Nos aços microligados, este elemento tem uma participação importante, já que atua tanto como desoxidante como refinador de grão, na presença de nitrogênio, há uma formação de nitretos finamente dispersos, que reduz o crescimento do grão austenítico por processo de nucleação heterogênea, o que aumenta o limite de escoamento e melhora as propriedades de impacto. Para a obtenção de um alto limite de escoamento, da ordem de 490 MPa (50 Kgf/mm²) o teor de nitreto de alumínio deverá ser de 0,03% ou acima, o qual assegura um tamanho de grão finíssimo (ASTM 10 - 12) conforme pode ser visto nas Figuras 10 e 11 respectivamente, para um aço de composição média de 0,14% C, 1,75% Mn, 0,07 - 0,7% Si e 0,01 - 0,05% N.

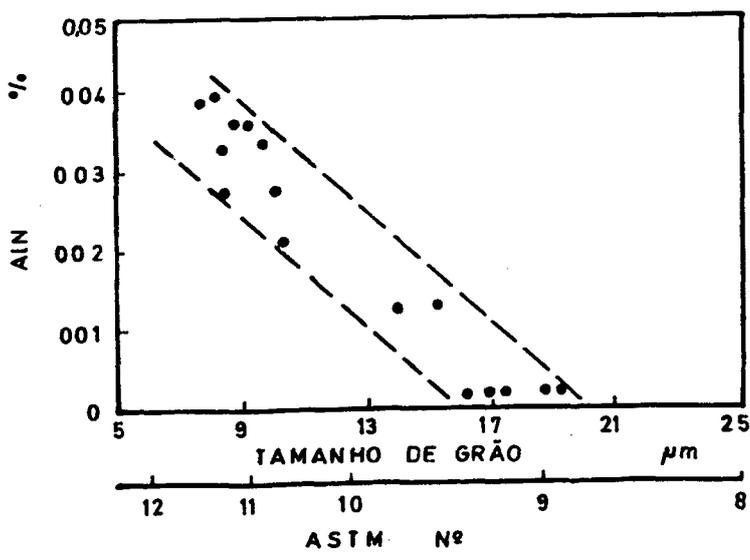


Figura 10 - Relação entre o teor de AlN e o tamanho de grão ferrítico (11, 16).

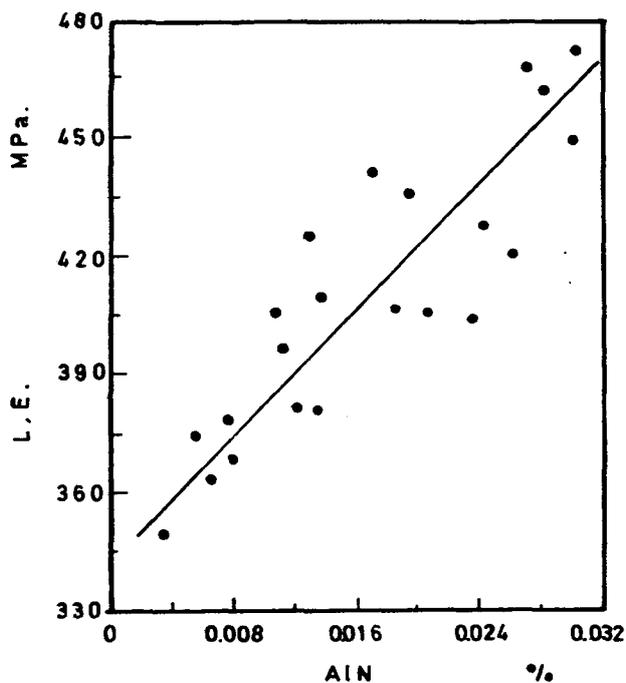


Figura 11 - Efeito do teor de AlN sobre o limite de escoamento (11. 16).

2.1.5 - Endurecimento por precipitação

O endurecimento por precipitação depende da quantidade, tamanho e distribuição das partículas precipitadas. Nos aços microaligados os precipitados mais eficazes são aqueles coerentes com a matriz ferrítica como os nitretos de alumínio, os carbonitretos de nióbio, os carbonetos e nitretos de vanádio e os carbonetos de titânio.

O nióbio tem tendência a formar carbonetos e nitretos e como tais componentes são solúveis entre si, o que geralmente ocorre, é a formação de carbonitretos de nióbio. Nas condições em que é utilizada elevadas temperaturas de austenitização (1100 - 1250°C),

o nióbio dissolve-se e, em solução fica disponível à precipitação. Se permanece em solução, retarda a formação da ferrita. Este efeito, pode ser utilizado para refinar o tamanho do precipitado na ferrita (17, 18).

A eficácia do mecanismo de endurecimento em função do tamanho do precipitado de NbC é mostrado através da Figura 12.

Note-se que o efeito da precipitação coerente de NbC na matriz ferrítica responsável pelo endurecimento torna-se mais efetivo a medida em que o tamanho da partícula diminui, atingindo aproximadamente 100 MPa para um aço com 0,02% de nióbio.

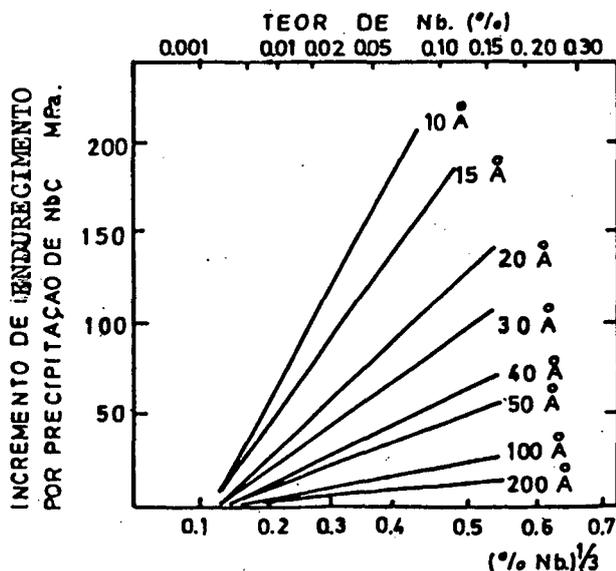


Figura 12 - Efeito do tamanho de partícula no endurecimento por precipitação de NbC (7, 16).

Deve-se observar que na prática da laminação existe uma competitividade entre os mecanismos de precipitação e refino de grão.

O efeito obtido pelo refino de grão diminui à medida que o obtido por precipitação aumenta, caracterizando-se, portanto, como dois mecanismos estruturais competitivos, no que concerne a sua contribuição à resistência dos aços ao nióbio. Para obter alto limite de escoamento; além do controle adequado da composição química, deve-se refinar ao máximo o grão e provocar precipitados os mais finos possíveis. No entanto, ocorre que o incremento no limite de escoamento provocado pelo refino de grão ($\Delta\sigma_g$) e pela precipitação ($\Delta\sigma_p$) estão relacionados da forma:

$$\Delta\sigma_g + \Delta\sigma_p = \text{constante} \quad [3]$$

Logo existe uma condição de compromisso entre eles, já que a maximização simultânea de ambos fatores é impraticável operacionalmente⁽³⁾. A Figura 13 dá uma idéia desta dificuldade. A técnica utilizada na laminação para o refino de grão ferrítico que acarretará um acréscimo no limite de escoamento, passa, a partir de certo ponto, a agir em prejuízo do tamanho dos precipitados, tornando-os grosseiros e, portanto, diminuindo o seu potencial endurecedor.

As parcelas de contribuição dos elementos microligantes como refinadores de grãos e como precipitados é mostrado através da Figura 14. É observado que a contribuição do nióbio como refinador de grão é significativa até aproximadamente 0,04% sendo neste teor ainda muito pequena sua contribuição como precipitado. Para teores maiores o nióbio só incrementa seu endurecimento como precipitado. O vanádio mostra sua predominante efetividade como precipitado, mesmo para teores bem mais elevados que os de nióbio.

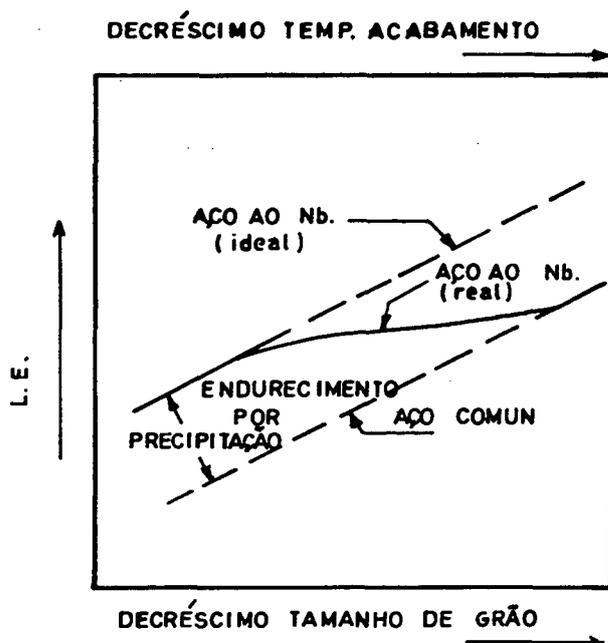


Figura 13 - Efeito da temperatura de acabamento no decréscimo do limite de escoamento provocado pelo endurecimento por precipitação⁽³⁾.

O comportamento do titânio mostra que sua contribuição como refinador de grão só tem eficácia até aproximadamente 0,06%, enquanto através da precipitação pode ser utilizado em teores bem mais elevados.

Tendo em vista que a precipitação é sempre prejudicial à tenacidade, fica explicado o limite superior 0,04% de Nb nos aços microligados. Acima desse teor qualquer ganho no limite de escoamento só se deve à precipitação e, portanto, as custas de perda de tenacidade.

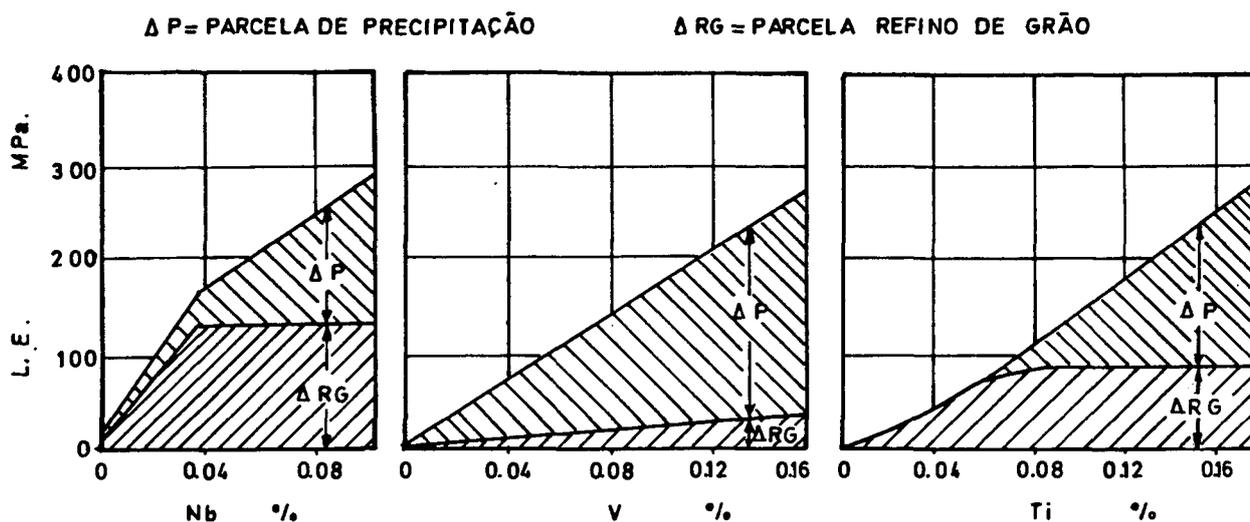


Figura 14 - Atuação dos mecanismos de endurecimento em aços microligados⁽¹⁶⁾.

2.1.6 - Equações empíricas na determinação do limite de escoamento

As propriedades de tração do aço microligado ao nióbio são dependentes dos seguintes fatores:

1. Endurecimento por solução sólida de Mn, Si e N.
2. Tamanho de grão ferrítico.
3. Porcentagem volumétrica de perlita.
4. Precipitação de NbC.

Aronson⁽⁵⁾ utilizou equações de regressão múltipla para o cálculo da tensão de escoamento de um aço microligado em função dos 3 primeiros fatores. O assunto também foi tratado por outros pesquisadores^(4, 7) relacionando os mesmos mecanismos de endurecimento. As equações desenvolvidas foram:

$$L. E. (1000 \text{ psi}) = 13,29 + 5,90 (\% \text{ Mn}) + 10,21 (\% \text{ Si}) + 0,22 (\% \text{ perlita}) + 0,48 \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad [4]$$

$$L. E. (\text{MPa}) = 15,4 [3,5 + 2,1 (\% \text{ Mn}) + 5,4 (\% \text{ Si}) + 23 (\text{Nf}) + 1,13 d^{-\frac{1}{2}}] \quad [5]$$

onde, Nf = teor de nitrogênio livre

d = tamanho de grão ferrítico [μm]

Ambas equações mostram pronunciada dependência do tamanho de grão ferrítico. A equação [4] de Aronson⁽⁵⁾ considera o efeito da perlita, não considerada na equação [5] de Lesley⁽⁴⁾ e Pickering⁽⁷⁾, na qual é levado em conta o efeito do nitrogênio, eficaz porém limitado pela baixa solubilidade desse elemento.

2.2 - Tratamento Termomecânico na Fabricação de Aços Microligados

Ao final da década de 70 foi introduzido no Brasil o Tratamento Termomecânico (TTM), que suprime o tratamento térmico de normalização subsequente a laminação convencional⁽³⁾.

O TTM é um tratamento mediante o qual a deformação plástica é introduzida no ciclo de tratamento térmico do material, de tal modo a alterar as transformações que ocorrem durante o processo de laminação, resultando em melhorias das propriedades mecânicas. É utilizado o efeito sinérgico do tratamento mecânico (lacunas, discordâncias, falhas de empilhamento, etc.) e do térmico

(precipitação, martensita, etc.) com a finalidade de obter uma melhoria nas propriedades do material, não constituindo-se em um mecanismo de aumento de resistência por si, mas uma combinação otimizada dos mesmos⁽¹⁹⁾.

Na Figura 15 o tratamento termomecânico é comparado com a laminação normal (convencional) e a laminação controlada. Baungardt e outros⁽¹⁰⁾ conceituam esses processos como a seguir.

Laminação Normal (LN): Caracteriza-se por altas temperaturas de laminação e correspondente baixa resistência à deformação do material, curtos tempos de laminação e alta produtividade. O grão inicial de austenita é grosseiro e a deformação é seguida de imediata recristalização e crescimento de grão. A microestrutura final é uma estrutura grosseira ferrita/perlita Widmannstätten, a qual é melhorada por um tratamento de normalização para refino de grão.

Laminação Controlada (LC): É um processo com temperatura controlada, que pode substituir a normalização, produzindo propriedades mecânicas equivalentes e melhor aspecto superficial. Este processo caracteriza-se por uma certa quantidade de deformação imediatamente acima da temperatura de transformação austenita-ferrita.

Tratamento Termomecânico (TTM): Caracteriza-se por uma alta quantidade de deformação abaixo da temperatura de recristalização da austenita. Como resultado da baixa temperatura de acabamento, grãos finos de austenita são pesadamente deformados e, desta forma, transformam-se em uma microestrutura excepcionalmente fina ferrita/perlita. Neste contexto, o Nb desempenha uma função importante uma vez que retarda a recristalização.

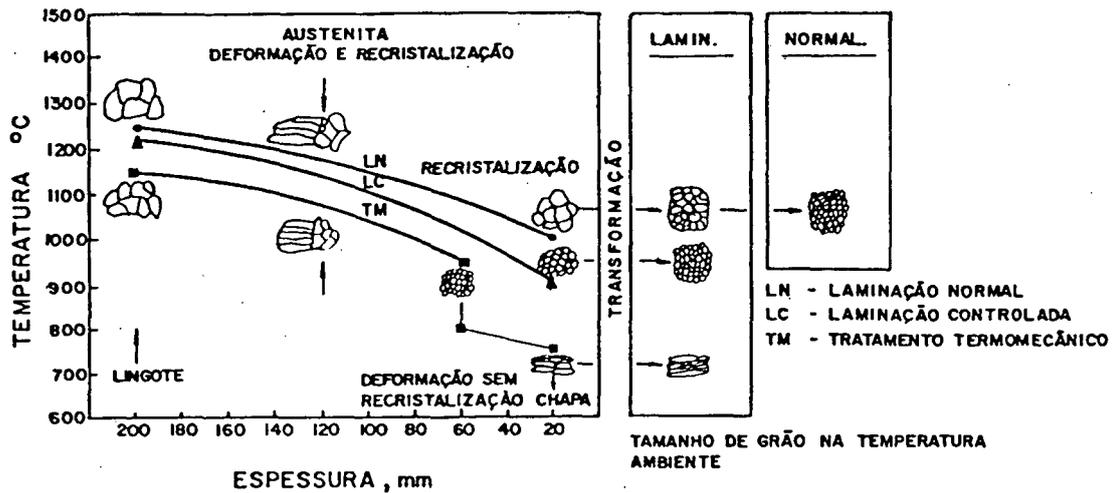


Figura 15 - Mudanças no tamanho e forma dos grãos durante a laminação a partir da temperatura de encharque dos lingotes⁽¹⁰⁾.

Os processos de laminação acima indicados podem ou não ser seguidos de tratamento térmico de normalização. O efeito deste procedimento aparece na Figura 16, para um aço C - Mn - Nb do tipo StE 355⁽¹⁰⁾.

Após laminação normal é realizado comumente o tratamento térmico de normalização objetivando melhorar a tenacidade. O limite de escoamento decresce (~40 MPa) devido a que é eliminado parte do endurecimento por precipitação, em compensação é obtida uma diminuição apreciável na temperatura de transição.

No caso de laminação controlada a normalização não é prática comum, pois que sua aplicação produz também uma diminuição da resistência (~20 MPa), mas é obtida uma melhoria significativa na temperatura de transição.

Para o TTM a normalização é dispensável, uma vez que produz uma queda significativa de resistência (~35 MPa), não sendo acompanhada de uma melhoria apreciável da temperatura de transi-

ção, salientando-se que a tenacidade obtida no processo termomecânico já é bem elevada.

Segundo resultados de um fabricante nacional⁽²⁰⁾, a normalização de aços microligados ao Nb provoca queda no limite de escoamento de 35 a 100 MPa.

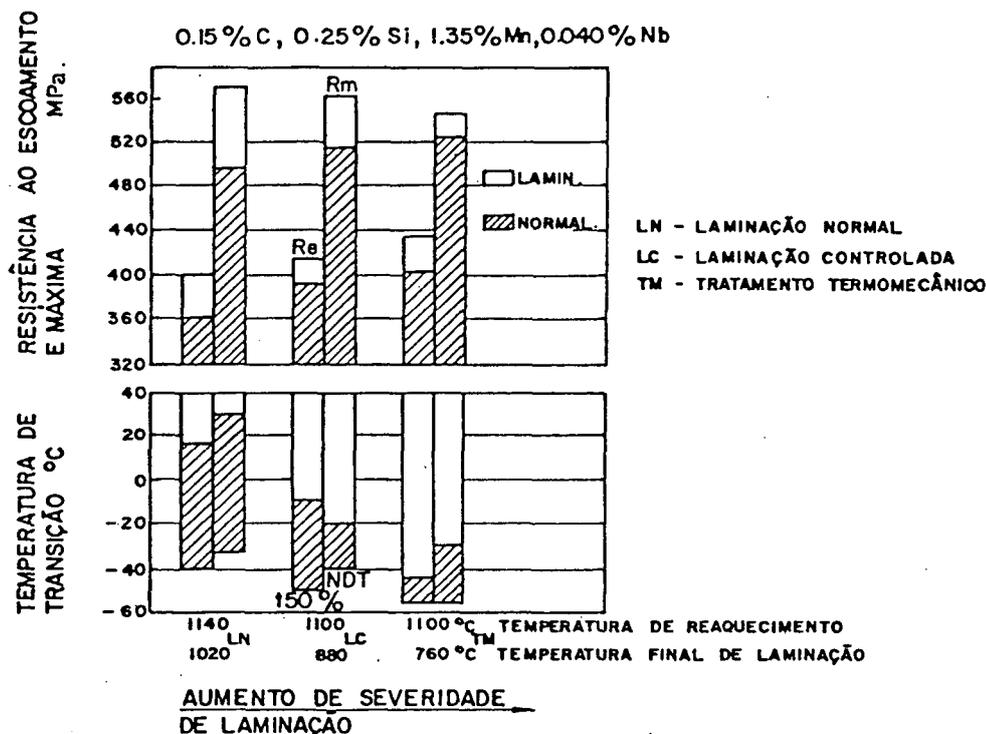


Figura 16 - Correlação entre vários esquemas de laminação, normalização e propriedade mecânicas de 30 mm do aço StE 355⁽¹⁰⁾.

Nos aços BLAR normalizados as propriedades mecânicas são ditadas principalmente pelos elementos de liga. Neste caso existem limitações no que se refere principalmente à resistência, pois adições de teores elevados destes elementos podem prejudicar a soldabilidade dos aços^(21, 22). Tal fato é relacionado na Figura 17 através do carbono equivalente e do limite de escoamento. Para a obtenção dos mesmos níveis de resistência os aços elaborados por

TTM requerem carbono equivalente menor que os aços normalizados.

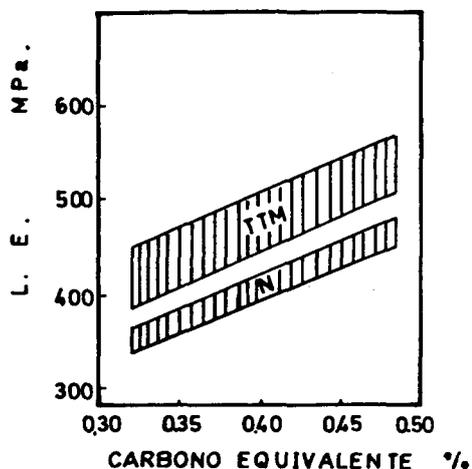


Figura 17 - Relação entre o carbono equivalente e o limite de escoamento para aços tratados termomecanicamente e aços microligados⁽³⁾.

Retomando as considerações esquematizadas na Figura 15, nota-se que no TTM a deformação final da austenita não é seguida de recristalização.

O nióbio retarda a recristalização da austenita durante a laminação e ajuda a preservar a textura de deformação^(23, 24). Tem sido considerável o debate acerca do mecanismo pelo qual pequenas adições de microligantes, notadamente o nióbio (0,02 a 0,04) retardam a recristalização estática. Na Figura 18 estão esquematizados os vários processos que ocorrem no TTM de interesse para a presente discussão.

Observa-se particularmente a espera em determinada faixa de temperatura, antes de iniciar a sequência final de passês. Acima desta faixa há rápida recristalização estática da austeni-

ta enquanto que abaixo da mesma não há recristalização.

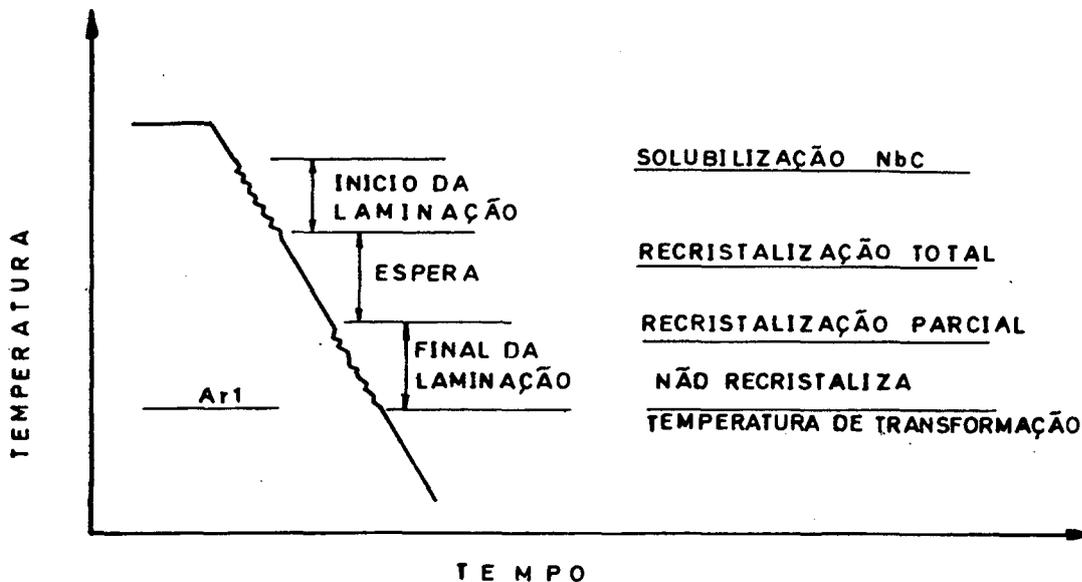


Figura 18 - Esquema de laminação do TTM.

Alguns autores^(25, 26) apresentam evidências que indicam que o efeito está associado à solução sólida, ao passo que outros^(23, 27) consideram que a precipitação induzida é o mecanismo operante e, mais recentemente que ambos mecanismos são operantes⁽²⁸⁾.

De acordo com Jonas^(apud 4), se comparamos os tempos para início e fim de recristalização estática para um aço carbono (RiC, RfC) e para um aço microligado ao Nb (RiNb, RfNb), conforme ilustra a Figura 19, pode-se observar o atraso significativo na cinética de recristalização estática particularmente a 900°C.

Para uma mesma deformação, superpondo-se as curvas de cinética de recristalização e de precipitação induzida, conforme a Figura 20, nota-se, já a 950°C, um efeito retardador do nióbio.

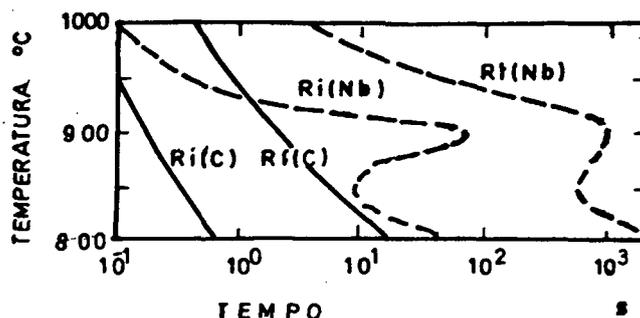


Figura 19 - Cinética de recristalização estática para um aço ao carbono (C) e um aço microligado ao Nb⁽⁴⁾.

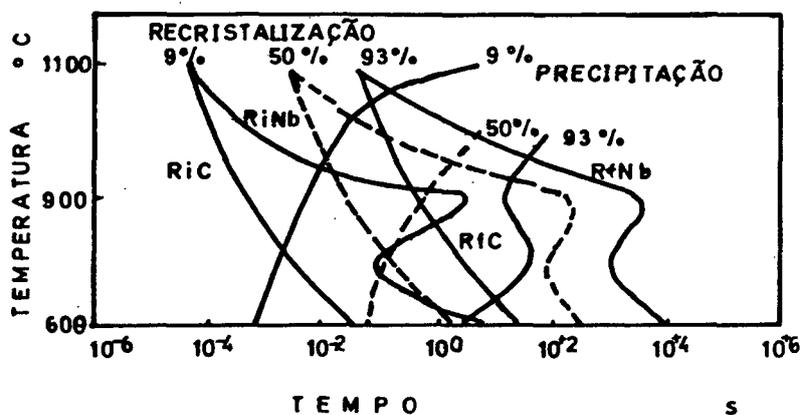


Figura 20 - Cinética de recristalização estática e precipitação para aço carbono (C) e microligado (Nb)⁽⁴⁾.

Em temperaturas inferiores a 900°C ainda verifica-se o efeito retardador, indicando a eficiência destes precipitados finos, sendo que a eficiência diminui a medida que a precipitação se completa, podendo então ocorrer o crescimento destes, tornando-se ineficazes, fato observado através da tendência da curva RiNb se

aproximar a RiC .

Como é conhecido, a sequência de passes tem influência marcante sobre o tamanho de grão final. A presença de microligantes, retardando a recristalização estática certamente contribuiu para o surgimento de grãos austeníticos não recristalizados nos passes abaixo do tempo de espera (Figura 18), conduzindo a grãos finos e alongados (Figura 15). Como a transformação $\gamma - \alpha$ nucleia-se nos contornos de grão da austenita, e estes são "estreitos" tem-se como consequência um pequeno tamanho de grão ferrítico, como objetivado. Quando as deformações finais são executadas em baixas temperaturas, é verificado a presença de bandas de deformação do grão da austenita.

É importante destacar que estas bandas de deformação irão contribuir para o estreitamento do tamanho de grão austenítico, portanto para o refinamento do grão ferrítico. Logo então, pode-se concluir que a ferrita nucleia tanto nos contornos de grão da austenita achatada como no seu interior (bandas de deformação), originando assim um refinamento substancial no tamanho de grão ferrítico.

Outro aspecto que interessa comentar é a textura final obtida no TTM a qual é bastante homogênea, não apresentando significativas diferenças ao observar suas microestruturas nos sentidos transversal, longitudinal e vista superior. Tal fato pode-se atribuir ao tamanho de grão ferrítico notavelmente fino, o que permite minimizar bastante a anisotropia melhorando a qualidade do material no interior da chapa (23, 29).

Por último nos TTM os fatores que governam o processo estão interrelacionadas de modo que uma variedade de enfoques po-

dem ser usadas na procura dos mesmos objetivos. Os fatores importantes a ser salientados⁽²³⁾ são:

- Procurar empregar a menor temperatura possível no reaquecimento de placas (lingotes) objetivando a solubilidade dos microligantes e um tamanho de grão austenítico pequeno e uniforme.
- Refinamento do grão austenítico através da recristalização.
- Seleção de faixa de temperatura e tempos de espera entre a zona de recristalização e não recristalização da austenita e austenita ferrita.

2.3 - Soldabilidade dos Aços BLAR

Como consequência dos efeitos térmicos a que o aço está submetido durante a soldagem aparecem determinadas variações no material, que frequentemente são permanentes. Estas variações podem estar condicionadas por transformações de estrutura durante o aquecimento e resfriamento ou por tensões térmicas, que originam modificações de forma e dimensões.

No conceito de soldabilidade dos aços, dois aspectos fundamentais são ressaltados: a integridade da junta soldada, isto é, a ausência de imperfeições que possam comprometer o performance da mesma quando na estrutura, e a obtenção das desejadas propriedades mecânicas e metalúrgicas, que garantam a continuidade metálica.

O tipo de aço estudado, produzido por TTM, com baixo carbono equivalente possui boa combinação de resistência mecânica e tenacidade e, em particular, boa soldabilidade⁽³⁾.

Estes aços podem ser soldados por uma variedade de processos, envolvendo desde baixa até elevada energia aportada. Entre os processos mais empregados na soldagem dos aços BLAR estão a soldagem a arco elétrico com eletrodos revestidos, o arco submerso e o processo MIG-MAG.

Durante a soldagem, o ciclo térmico, depois da composição química do metal base, é o fator mais importante que influencia a micro-estrutura e propriedades da zona afetada pelo calor (ZAC).

2.3.1 - Ciclos térmicos de soldagem e zona afetada pelo calor (ZAC)

O ciclo térmico representa um tratamento térmico inteiramente diferente das operações que envolvem a manufatura de um aço. Isto se manifesta não somente pelos rápidos aquecimento e resfriamento, como também pela obtenção de diferentes picos de elevada temperatura na zona fundida e afetada pelo calor, pela rápida solidificação e ainda pela curta duração na temperatura de austenitização.

No modelamento matemático da transmissão de calor durante a soldagem o arco elétrico é normalmente considerado como uma fonte puntual de calor em deslocamento constante, havendo ao redor deste ponto uma distribuição de temperaturas de acordo com as isoterms mostradas na Figura 21. Toda a região abrangida por estas isoterms poderá sofrer alterações metalúrgicas, cuja intensidade depende do nível de temperatura alcançado e da taxa de resfriamento em cada ponto.

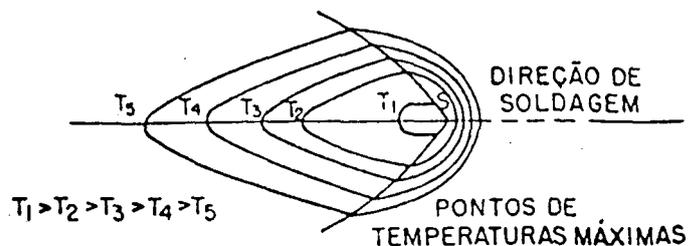


Figura 21 - Isoterms de temperaturas ao redor de uma fonte de calor puntual em movimento.

A distribuição das temperaturas máximas atingidas pelas regiões transversais à direção de soldagem no metal base, apresentadas na Figura 22, referem-se às temperaturas máximas atingidas pelos pontos P₁ a P₅, onde a variação da temperatura nestes pontos com a passagem da fonte de calor é dada pelos ciclos térmicos, comumente caracterizados por $\Delta t_{800-500}$, faixa de temperatura onde ocorrem as principais transformações da austenita.

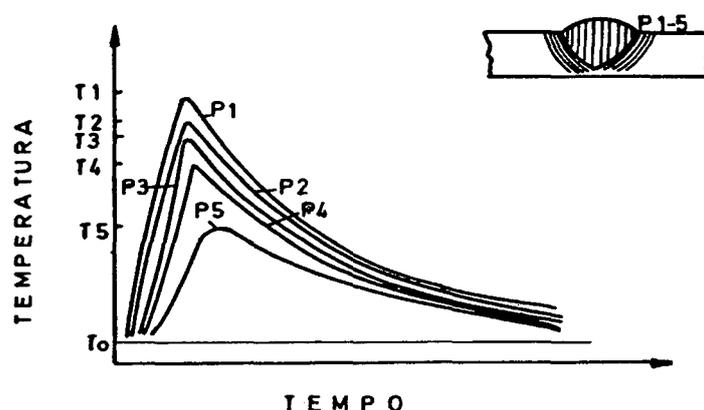


Figura 22 - Ciclos térmicos de soldagem de diversos pontos transversais à direção de soldagem.

O ciclo térmico depende do processo de soldagem, do calor adicionado e das dimensões das peças a soldar. A velocidade de resfriamento é controlada pelos parâmetros do processo, tais como, voltagem, corrente e velocidade de soldagem, os quais são expressos em termos de quantidade de energia aportada ($E = I \cdot V \cdot V_s^{-1}$). Também influem outros fatores como a espessura da peça, e em menor extensão, as características da escória e a geometria do cordão.

Mudanças nos fatores acima indicados resultarão numa mudança da velocidade de resfriamento da ZAC e da zona fundida.

Os aspectos mais importantes a serem observados nos ciclos térmicos são os seguintes:

- a) Máxima temperatura alcançada;
- b) Tempo gasto a elevadas temperaturas;
- c) Taxa de resfriamento ($\Delta t_{800-500}$).

Diversos tratamentos analíticos e experimentais foram preparados para estimar as velocidade e taxas de resfriamento em determinadas faixas de temperatura para vários processos de soldagem, e estas têm-se mostrado muito úteis na previsão das propriedades das juntas soldadas.

Um trabalho clássico nesta área, considerado básico por todos os estudiosos do assunto, foi desenvolvido por Rosenthal⁽³⁰⁾, o qual parte da equação diferencial que governa a distribuição de temperatura de um sólido. Admitindo que as constantes físicas do material não variam com as temperaturas, que o material é homogêneo, e que o corpo não possua fontes nem sorvedouros de calor, pode-se obter a distribuição de temperaturas na chapa (t fixo), bem como o ciclo térmico a que qualquer ponto da chapa é submetido.

Adams⁽³¹⁾ considera que a fim de controlar-se as alterações metalúrgicas na soldagem, as condições térmicas no metal depositado e zona afetada pelo calor devem ser estabelecidas. A equação proposta considera a distribuição da temperatura máxima da ZAC, as taxas de resfriamento e as taxas de solidificação. Neste caso também são consideradas constantes as propriedades físicas com respeito à temperatura. As formulações propostas são úteis

para determinar a temperatura pico e largura da ZAC sob efeitos térmicos diversos.

Sendo a região grosseira da ZAC a mais crítica, especialmente sob o enfoque da deterioração da tenacidade, várias equações ou abacos para facilitar o cálculo do tempo de resfriamento ($\Delta t_{800-500}$) referem-se à essa região superaquecida, ou seja, onde são atingidas as temperaturas máximas entre 1300 e 1350°C.

A Recomendação técnica alemã⁽³²⁾ estabelece equações para determinar $\Delta t_{800-500}$ para chapas grossas e chapas finas conforme:

- Chapas grossas

$$\Delta t_{800-500} = \frac{1}{2\pi\lambda} \eta E f_3 \left(\frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \quad [6]$$

onde:

- η = Rendimento térmico;
- F_3 = Fator geométrico da junta para condução tridimensional;
- $E = \frac{VI}{V_s}$ (J/cm);
- T_0 = Temperatura inicial da chapa (°C);
- λ = Condutividade térmica (J/s cm °C).

- Chapas finas

$$\Delta t_{800-500} = \frac{1}{4\pi\lambda f c} \eta^2 E^2 \frac{1}{d^2} F_2 \left[\left(\frac{1}{500-T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0} \right)^2 \right] \quad [7]$$

onde:

- f = Densidade do aço (g/cm³);
- c = calor específico;
- d = Espessura (cm);
- F_2 = Fator geométrico por condução bidimensional.

A determinação de $\Delta t_{800-500}$ é simplificada ainda mais através de um ábaco, como o publicado pelo IRSID⁽³³⁾, mostrado na Figura 23, onde as variáveis do processo de soldagem são plotadas em função da taxa de resfriamento. A construção do ábaco foi fundamentada nos modelos matemáticos de Rosenthal⁽³⁰⁾ e complementada por um extenso programa experimental.

O ábaco é utilizado a partir do conhecimento da energia imposta, geometria da junta e especificação dos processos de soldagem.

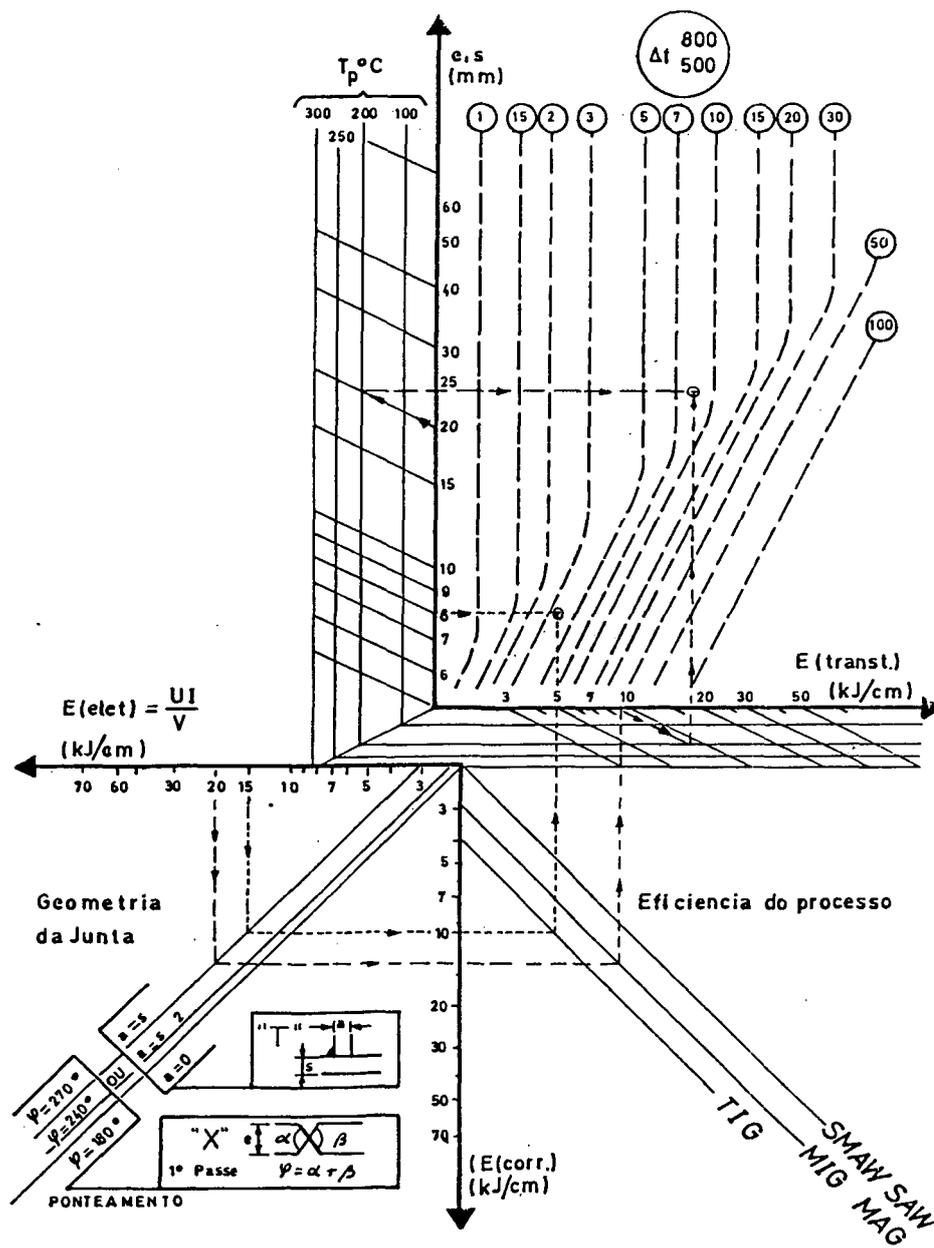


Figura 23 - Ábaco para determinação de $\Delta t_{800-500}$ (33).

A Tabela 1 apresenta a faixa de variação de $\Delta t_{800-500}$ para os processos mais usados na soldagem dos aços microligados. A grande variação é dependente das características de cada processo e espessura das chapas.

Processo de Soldagem	Energia Imposta (34) MJ/m	$\Delta t_{800-500}$ (33) s
Eletrodo revestido	0,5 - 3	1,5 - 50
MIG - MAG	0,5 - 3	1,5 - 50
Arco submerso	1 - 10	3 - 100

Tabela 1 - Energia imposta e tempo de resfriamento de soldagem de aços microligado ao nióbio^(33, 34).

2.3.2 - Zona afetada pelo calor

A distribuição de temperaturas máximas atingidas pelas regiões transversais à direção de soldagem é observada na Figura 24. Como consequência dos diferentes ciclos térmicos do exemplo, originam-se diferentes microestruturas, para um aço com 0,15% C.

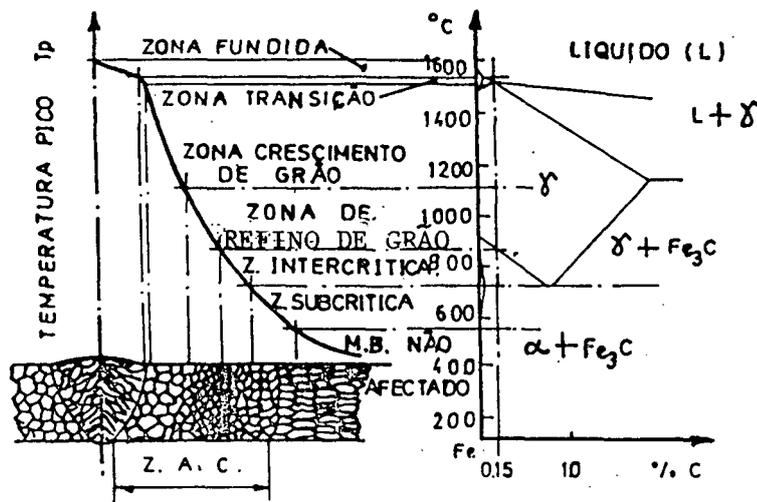


Figura 24 - Esquema das microestruturas e regiões da ZAC.⁽³⁴⁾

A seguir serão descritas as diferentes regiões da ZAC de acordo com as temperaturas atingidas:

a) Zona de transição ou região de fusão parcial.

As temperaturas ficam entre a linha liquidus e solidus. Esta zona começa no metal fundido e é bastante estreita, sendo comumente confundida e considerada como parte da região superaquecida. É importante no fenômeno de trincas a quente⁽²¹⁾.

b) Zona de crescimento (ou superaquecida) de grão.

Região que se situa entre a zona de transição e uma temperatura aproximadamente de 1100°C. É uma região que experimenta altas temperaturas quando na região austenítica, e portanto apresenta um acentuado crescimento de grão. O resfriamento rápido fica evidenciado pela estrutura de Widmanstätten encontrada próxima à zona de transição.

c) Região de refino de grão.

É uma região aquecida pouco acima da temperatura requerida para completa austenitização. Ela apresenta uma estrutura equiaxial totalmente refinada. Esta região se situa entre A_3 e 1100°C .

d) Zona parcialmente transformada (intercrítica).

Localiza-se entre A_1 e A_3 . Nesta região, durante o aquecimento, a ferrita não se transforma e a perlita se transforma parcialmente em γ , ocorrendo um refinamento parcial dos grãos.

e) Zona subcrítica.

Fica abaixo de A_1 . Nesta região os carbonetos em forma de lamelas tendem a se dissolver no aquecimento e, no resfriamento, formar partículas esferoidizadas.

As regiões acima descritas têm microestruturas diferentes como consequência das mudanças térmicas a que o metal é submetido.

Para a previsão da microestrutura das diferentes regiões da ZAC é necessário conhecer-se os diagramas de transformação com resfriamento contínuo de soldagem em cada região isoladamente.

Normalmente os diagramas de resfriamento são construídos para temperaturas de austenitização de 1300°C ou 950°C . No caso da soldagem só a região grosseira superaquecida atinge 1300°C , pelo qual a utilização daqueles diagramas só poderia ser válida para aquela região.

Seyfarth⁽³⁵⁾ estabeleceu equações para prever dureza, limite de escoamento e de resistência, alongamento, extricção e microestrutura também da ZAC grosseira (T. Máx. = 1350°C). As equações experimentais têm validade para aços BLAR de composição restrita.

Finalizando para completar estes breves comentários sobre os efeitos térmicos de soldagem seria útil comparar os ciclos térmicos aqui observados (Tabela 1) com os dos tratamentos térmicos comuns.

Por exemplo através do processo de normalização esquematizado na Figura 25 é objetivado obter uma estrutura de grãos refinados: tal fato também acontece em uma pequena região da ZAC, conhecida como de "normalização". Sem embargo tal refino é produto de um ciclo térmico diferente do efetuado na fabricação do aço.

No caso de normalização o aço é aquecido no forno até a temperatura de 100% de austenitização (900 - 950°C), ficando nessa temperatura até 60 a 70 minutos ou mais, dependendo de sua espessura e sendo então resfriado ao ar. No caso do ciclo de soldagem, o aquecimento é muito rápido, atingindo a temperatura máxima comumente até 3 - 6 s. Em soldagem o $t_{800-500}$ varia entre 2 a 100 segundos.

No caso da normalização o aço é aquecido até a temperatura de austenitização onde a homogeneidade é obtida por rápida difusão atômica⁽³⁶⁾, fato que ocorre parcialmente no ciclo de soldagem devido a que uma vez atingida a temperatura máxima, esta decresce de imediato.

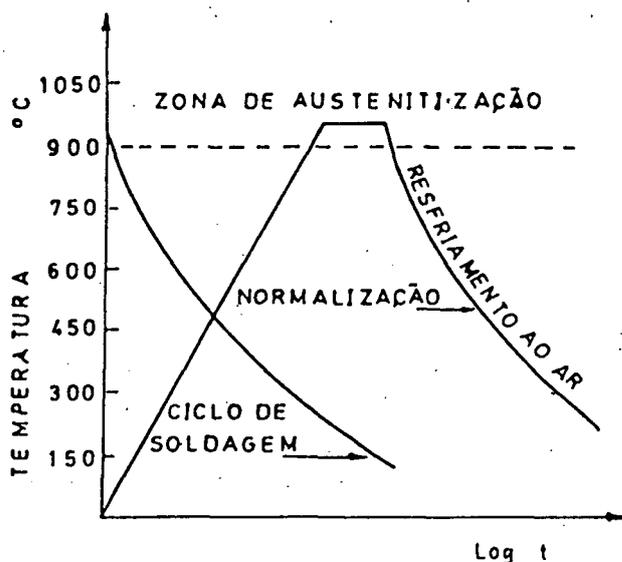


Figura 25 - Ciclos térmicos de normalização e de soldagem.

2.3.3 - Crescimento de grãos e dissolução de precipitados na ZAC

Durante o ciclo térmico de soldagem ocorrem mudanças estruturais na ZAC que circunda o cordão de solda, como foi observado na Figura 24. Nos aços ocorrem o coalescimento e dissolução de precipitados e o crescimento dos grãos austeníticos. A intensidade dessas transformações depende da temperatura de pico alcançada, função da distância do ponto considerado da ZAC à linha de fusão e da energia imposta pelo processo de soldagem.

Na abordagem da cinética dessas reações deve-se considerar o tempo limitado, ou seja, a severidade do ciclo térmico de soldagem, que envolve velocidades de aquecimento e resfriamento e levadas e, portanto, condições fora de equilíbrio termodinâmico.

Ashby, Easterling e Ion^(34, 37) apresentaram recentemente um método baseado em modelos cinéticos para o crescimento de grãos e dissolução de carbonetos de nióbio, através da integração sobre o ciclo térmico de soldagem. Perfis tempo-temperatura foram calculados pelas equações de Rosenthal e as constantes cinéticas determinadas por ajuste das integrais a dados obtidos de soldas reais e simuladas.

Para um aço microligado com 0,023% nióbio aqueles autores apresentam o diagrama reproduzido na Figura 26. O tamanho de grão da austenita e a temperatura de dissolução do NbC aparecem em função do ciclo térmico de soldagem, traduzido em tempo de resfriamento $\Delta t_{800-500}$ e temperatura de pico atingida pela região desejada da ZAC.

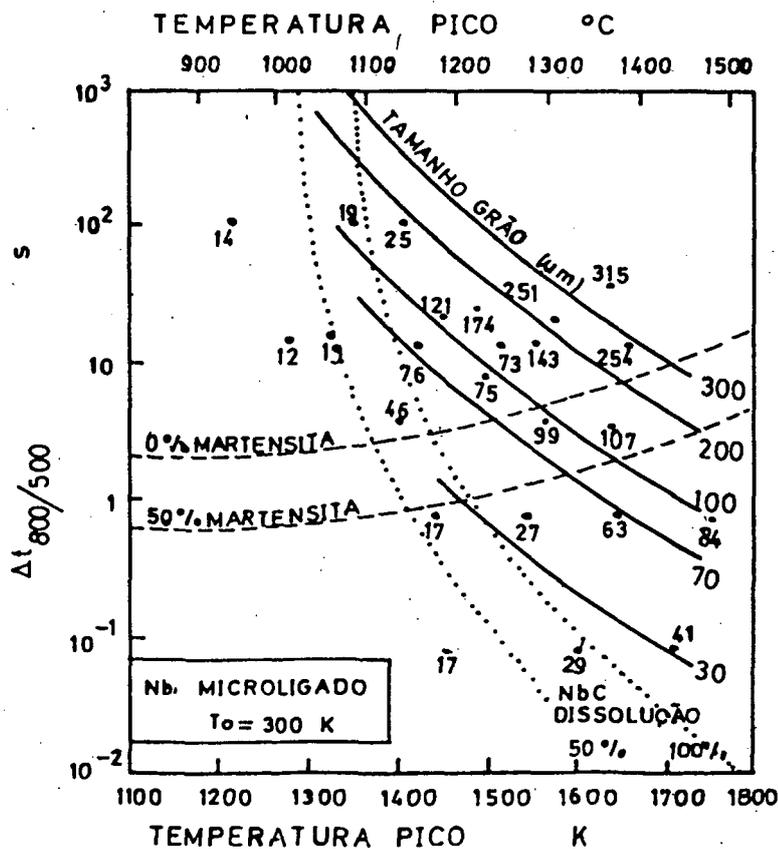


Figura 26 - Diagrama da ZAC para uma chapa grossa, sem pré-aquecimento do aço microligado ao nióbio^(34, 37).

Na Figura 26 são observados dados experimentais para as soldas reais e simuladas. As linhas contínuas são os contornos do tamanho de grãos constante. As linhas tracejadas mostram a região de fração de martensita e as linhas pontilhadas apresentam a extensão da dissolução das partículas de NbC⁽³⁷⁾.

A medição do tamanho de grão foi feita através da adaptação do método de intercepção linear da ASTM. O valor indicado no diagrama indica o fator de multiplicação 1,776.

2.3.4 - Variação da resistência mecânica da ZAC de aços microligados

A maior parte dos estudos sobre a soldabilidade de aços microligados refere-se à tenacidade da ZAC^(6, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44) ou de solda^(38, 40, 42). Também são numerosas as publicações sobre previsão de dureza máxima da ZAC grosseira^(38, 45) no âmbito do estudo das trincas a frio.

Com respeito às propriedades de tração as referências são muito restritas, conforme já citado no item 1. Seyfarth⁽³⁵⁾ propôs equações empíricas que permitem prever as propriedades mecânicas do material (item 2.3.3) só da ZAC grosseira.

Da bibliografia acessível comentada durante a execução desse trabalho consta apenas o estudo de Aronson⁽⁵⁾ sobre a resistência mecânica das diferentes regiões da ZAC.

Aronson⁽⁵⁾ para verificar a influência dos ciclos térmicos na ZAC, fez estudo em um aço microligado ao nióbio analisando as propriedades de cada região da ZAC através da simulação de ci-

culos térmicos, além de testes de tração em juntas soldadas. Na Figura 27 aparecem os resultados da variação do limite de escoamento em função de diferentes temperaturas pico em corpos de prova submetidos a simulação térmica.

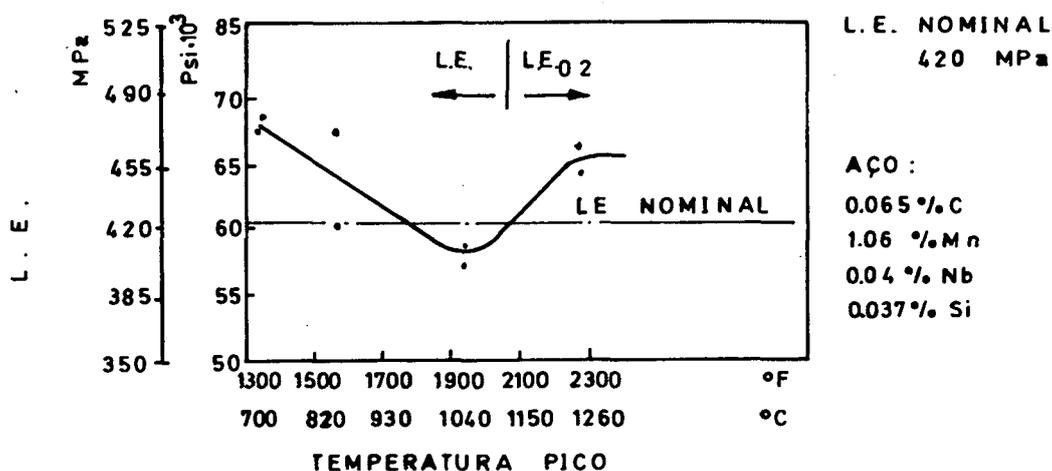


Figura 27 - Limite de escoamento versus temperatura de pico dos corpos de prova simulados⁽⁵⁾.

Nota-se que na região aquecida a 1066°C (1950°F) há uma queda no limite de escoamento. Os motivos da mudança na resistência foram discutidos com base na equação [4] que relaciona o limite de escoamento com o tamanho de grão, percentagem de perlita e efeitos de endurecimento por solução sólida devido à presença de Mn e Si. Nos resultados obtidos foi verificado uma queda da ordem de 24 MPa (3600 psi) no limite de escoamento de corpos de prova ciclados até 1066°C. O teste de tração nas juntas soldadas, verificou que a ruptura não foi na ZAC. Esse pesquisador considerou que a estreita região da ZAC (aproximadamente 0,2 mm), com resistência intrinsecamente menor, não compromete toda a união soldada uma vez que essa área, no material conjugado, estará sujeita a constrictão triaxial pelas camadas vizinhas de maior resistência.

2.3.5 - Tenacidade da zona afetada pelo calor

Na soldagem, defeitos como trincas por liquação na ZAC, falta de fusão, trincas transversais no metal de solda e trincas por fadiga, podem atuar como regiões de início de fratura frágil e assim a tenacidade da ZAC pode se crítica em tais situações.

Embora não faça parte deste trabalho serão abordados alguns aspectos encontrados na literatura sobre o comportamento dos aços tratados termomecanicamente em relação a tenacidade.

Em estudos realizados^(6, 41, 42) em aços contendo nióbio em teores diferentes, soldados por processos de elevada energia imposta, mostram que estes aços apresentam uma região de crescimento de grãos na ZAC, responsável pela maior perda de tenacidade quando comparados aos aços correspondentes sem adição de Nb.

Segundo Dolby⁽⁴¹⁾ e Levine⁽⁴²⁾, este fato é atribuído à formação de estruturas bainíticas, de baixa resistência a clivagem, com reduzida quantidade de ferrita pró-euretóide. A obtenção de tais estruturas foi caracterizada, como sendo resultante do efeito do nióbio, uma vez que a composição de base dos aços eram semelhantes. Não foi detectada a precipitação de carbonitretos de nióbio.

Através da Figura 28 são mostrados os resultados dos testes.

Conforme as curvas, dentre os três aços ao nióbio, aquele que apresentou melhor tenacidade, foi o C-Mn-Nb-Al, o que é atribuído à baixa dureza e ao pequeno volume de ferrita pró-euretóide de menor largura. E o aço que apresentou a pior tenacidade, foi o de baixo nióbio, a despeito da maior dureza obtida para o al

to teor de nióbio. Tal fato, foi atribuído ao maior volume de ferrita pró-eutetóide, de maior largura, devido ao menor tamanho de grão austenítico que este aço apresentou, e a presença de ferrita acicular mais grossa e menos entrelaçada, causada pela reduzida temperabilidade de pequenos grãos austeníticos

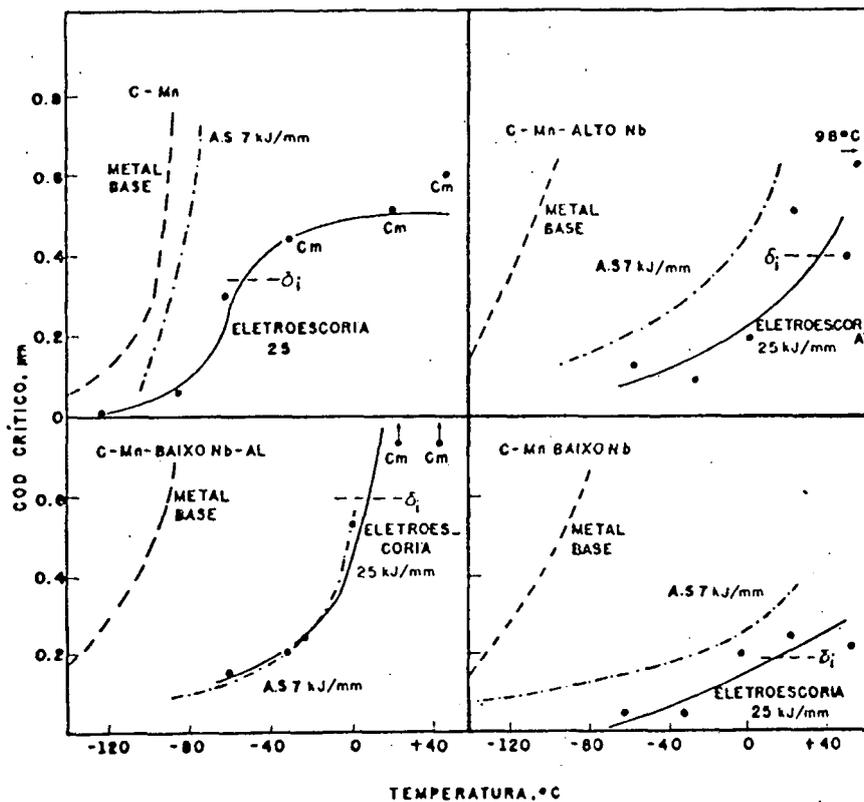


Figura 28 - Resultados do teste COD na região de grãos grossos das ZAC. cm = máxima carga estável; σ_i é o valor de COD aproximado, para início do arrancamento estável. Amostras com seção de 25 X 25 mm foram entalhadas sem trinca de fadiga, ao final do entalhe⁽⁴¹⁾.

Aronson⁽⁵⁾ verificou em testes feitos em corpos de prova simulados a temperaturas picos de 1066°C (1950°F) e 1310°C

(2390°F) resultam em estruturas bainíticas aciculares e consequente perda da tenacidade, no aço C-Mn-Nb. Isto é demonstrado pelo aumento relativo da temperatura de transição mostrada na Figura 29.

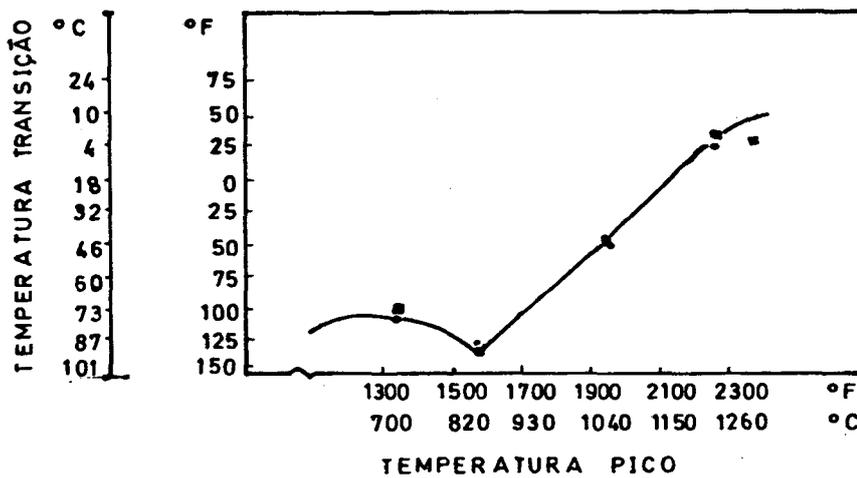


Figura 29 - Temperatura de transição versus temperatura pico⁽⁵⁾.

Verificando-se também em corpos de prova simulados a menor temperatura, não tem perda de tenacidade devido à diminuição do tamanho de grão e superenvelhecimento do precipitado, portanto o que se obtém é melhoramento da tenacidade.

Segundo Magnusson⁽⁴³⁾, na soldagem de aços com alto teor de nióbio, através de processos de alta energia, geralmente se observa uma queda de tenacidade na ZAC. A fragilização é atribuída à precipitação coerente de carbonitreto de nióbio e ao aumento da densidade de discordâncias, produzindo severas tensões internas. Através da Figura 30 é ilustrado genericamente o efeito do nióbio sobre a temperatura de transição da ZAC para duas velocidades de resfriamento.

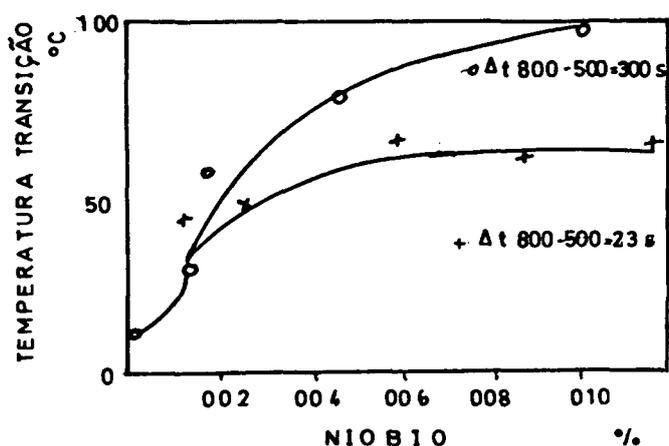


Figura 30 - Influência do nióbio na temperatura de transição da ZAC⁽⁴³⁾.

Percebe-se que quanto mais elevado for o teor de nióbio e mais lento o resfriamento, mais alta é a temperatura de transição. Teores inferiores a 0,010% nióbio causam efeito desprezível⁽⁴³⁾.

Por último é observado na literatura que se obtém melhorias na tenacidade em soldagem de alta energia imposta pelo fato de tornar o aço de baixo carbono equivalente e a utilização dos TTM na fabricação dos aços BLAR. Atualmente outros aspectos têm merecido maior atenção, tais como:

- a) Restringir o crescimento grosseiro dos cristais da ZAC.
- b) Melhorar a qualidade interna dos grãos.

No primeiro caso pretende-se coibir a função que impede o movimento intergranular, e a formação do constituinte M - A juntamente com o controle do crescimento grosseiro de grão cristali-

no, através da função geradora de núcleos que promovem a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, mediante partículas de duas fases precipitadas dentro do aço. Tais partículas nos aços ao nióbio podem ser obtidas com a introdução no composto de teores entre 0,04 e 0,07% de Ti (23, 44).

Referente ao melhoramento da qualidade interna do grão, tem-se a premissa de que é inevitável o crescimento do grão na ZAC, logo objetiva-se compensar a degradação da tenacidade através do amplo melhoramento da qualidade interna do grão, fazendo-se fixação de discordâncias reduzindo completamente o nitrogênio livre que causa a degradação da estrutura básica (23, 44), e assim procurar a melhoria da tenacidade da ZAC.

Para a redução do volume de nitrogênio livre, está sendo considerado eficaz o seguinte:

- a) Redução do teor de nitrogênio dentro do aço.
- b) Adição de alumínio em excesso, em relação ao volume de nitrogênio.
- c) Adição de pequena quantidade de titânio.

Como é observado as tentativas de melhorar a soldabilidade dos aços ao nióbio consideram soluções desde o início do processo de fabricação do aço, através de sua composição química que objetiva um carbono equivalente baixo e determinados elementos de liga e microligantes. Por outro lado, avanços produzidos no TTM permitiram que o problema de crescimento de grão na ZAC da soldagem seja contornado, de tal forma que não seja degradada a tenacidade.

III - MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Caracterização do Metal Base

O aço estrutural utilizado nessa pesquisa pertence à família dos aços BLAR microligados ao Nb produzidos por tratamento termomecânico (TTM), tipo RR St 52.3 U (DIN 17100), fornecido pela COSIPA.

3.1.1 - Análise química

Na Tabela 2 é apresentado o resultado da análise química da chapa com espessura de 12 mm utilizada nessa pesquisa.

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	O
0,14	1,00	0,23	0,013	0,010	0,038	0,020	0,002
N ₂	Ni*	Cr*	V*	Mo*	Ti*	Ceq.	
0,004	0,012	0,002	<0,010	<0,010	<0,010	0,32	

* Elementos residuais não componentes da composição:

Tabela 2 - Análise química do aço RR St 52.3 U.

A análise química foi realizada por via instrumental⁽⁴⁶⁾ utilizando-se os métodos de análise apresentados na Tabela 3.

MÉTODO	ELEMENTO DETERMINADO
Raio X	Mn - Si - P - Ni - Cr - Nb - V - Mo - Ti
Combustão - Cs 244	C - S
Absorção atômica	Al
Analizador cond. térmica LECO TC - 136	O - N ₂

Tabela 3 - Métodos químicos de análise.

3.1.2 - Laminação termo-mecânica

No TTM é objetivado um produto maximizando o endurecimento por refino de grão, onde as temperaturas de encharque das placas são mais baixas que as temperaturas usadas na laminação controlada. (10)

No esquema de laminação o processo de refino de grão envolve grandes reduções em baixas temperaturas, conduzidas em dois estágios com intervalos sem deformação para a queda de temperaturas conforme a Figura 31.

Em cada um desses estágios são controladas as temperaturas e graus de deformação.

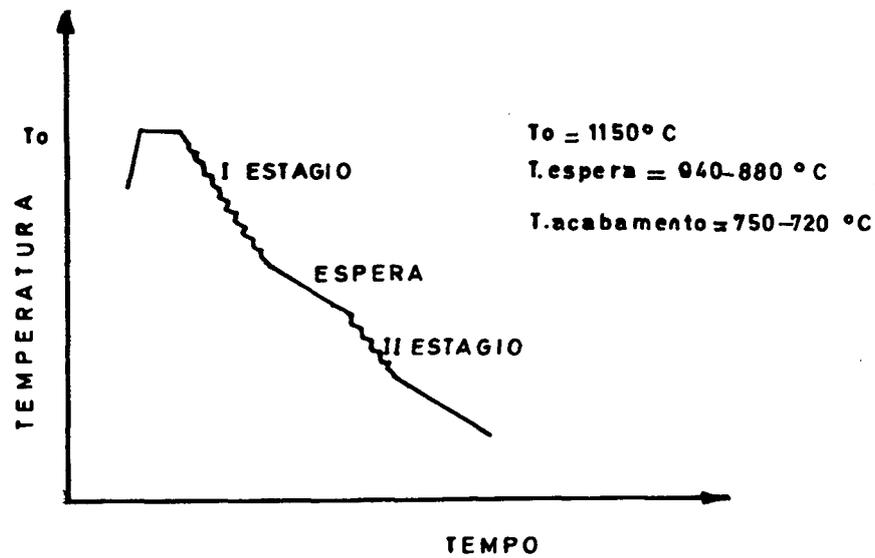


Figura 31 - Representação esquemática do TTM⁽²⁰⁾.

3.1.3 - Metalografia e dureza

As microestruturas foram analisadas por microscopia ótica, utilizando-se o equipamento JENA - NEOPHOT 21.

Na Figura 32 é observada a forma de retirada dos corpos de prova para metalografia do aço laminado.

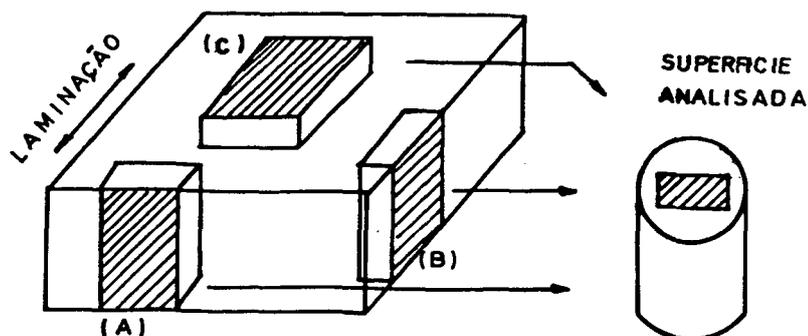
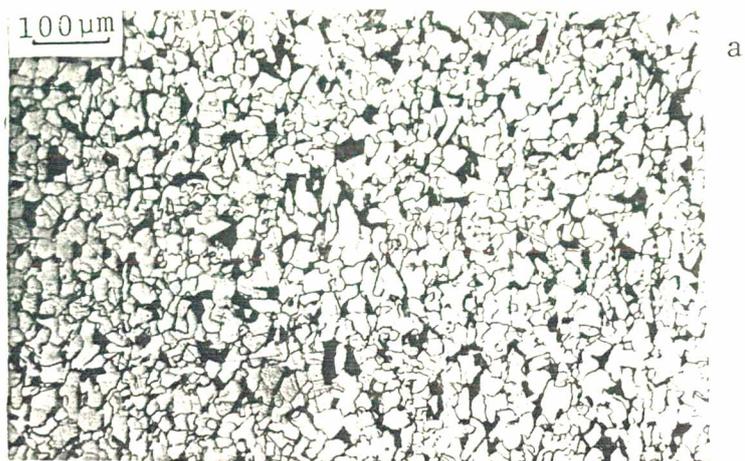


Figura 32 - Esquema de retirada de corpos de prova para metalografia.

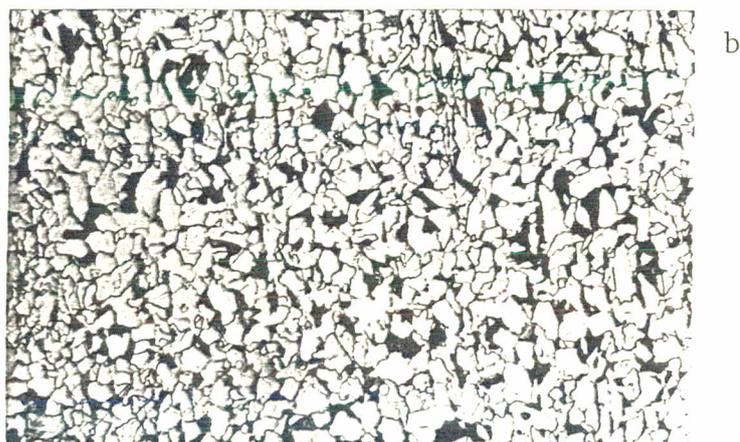
As micrografias das figuras 33 a - c mostram a microestrutura ferrítica-perlítica do metal de base. O tamanho de grão foi determinado por comparação com padrões da ASTM.

A determinação dos teores de perlita e ferrita foi realizada através da metalografia quantitativa por intermédio da técnica de contagem de pontos⁽⁴⁷⁾. O processo basicamente consiste na aplicação de uma rede de pontos testes. A rede é deslocada em forma aleatória sobre uma fotografia da microestrutura do metal base. O reticulado usado neste estudo foi de 25 pontos. A contagem foi realizada nas fotografias dos cortes transversal, longitudinal e superior do metal base. Por último os resultados de contagem foram tratados estatisticamente, obtendo-se um nível de confiança de 95% para um número de medidas de 250 pontos em cada uma das fotografias analisadas. O processo foi repetido quatro vezes para garantir a precisão da medição.

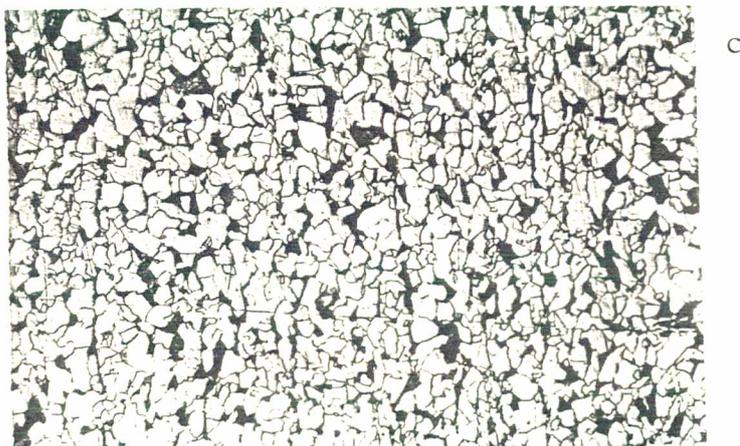
As medidas de dureza Vickers foram feitas em uma máquina Heckert, usando-se uma carga de 5 Kgf. Os pontos de medida foram distribuídos em linha reta, distante entre elas 1,5 mm. As medições também foram feitas acima dos corpos de prova tirados dos cortes transversais, longitudinal e superior do metal base.



Corte transversal



Corte longitudinal



Vista superior

Figura 33 - Microestrutura do material base.

- Ferrita (84,7%) + perlita (15,3%);
- Tamanho de grão ASTM 10;
- Dureza 180 - 186 Hv5;
- Ataque nital 2%.

A análise das microestruturas revela uma morfologia uniformemente refinada do grão ferrítico, sem diferenças significativas nos três cortes efetuados. A ausência de uma textura marcante é uma característica vantajosa do TTM face a laminação convencional^(23, 28).

3.1.4 - Ensaio de tração

Ensaio de tração foram realizados em uma máquina de tração MTS - 810. Para determinar as propriedades de tração do aço laminado, corpos de prova foram tirados da chapa no sentido transversal e longitudinal ao sentido de laminação. As especificações dos corpos de prova são indicadas na Figura 34.

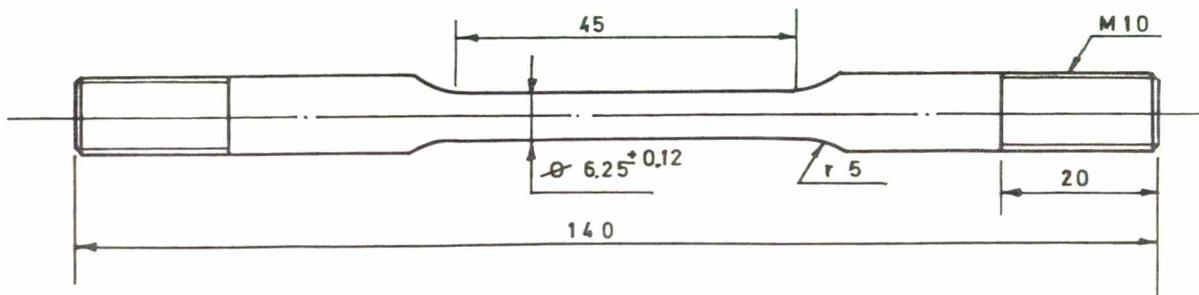


Figura 34 - Especificação de corpo de prova para ensaio de tração segundo ASTM E8 - 81. (Dimensões mm)

Os resultados dos ensaios de tração estão indicados na Tabela 4. Os valores correspondem a média de 5 corpos de prova.

Corpo de Prova	LE	LR	Along.
	(MPa)	(MPa)	(%)
Transversal	416	557	26
Longitudinal	424	558	25,6

Tabela 4 - Propriedades de tração do aço RR St 52.3 U

Os corpos de prova para tração do metal base submetido a tratamento térmico de normalização (920°C/72 min) corresponde m também as especificações da Figura 34.

3.2 - Soldagem ao Arco-Submerso

Para verificar o efeito da energia imposta na soldagem sobre a resistência da ZAC empregou-se o processo arco-submerso. Para comparação foram preparadas duas juntas soldadas: a primeira com o nível de energia de um procedimento normal e a segunda com a máxima energia possível para uma chapa de 12 mm de espessura.

A seguir são descritas as variáveis consideradas na soldagem.

3.2.1 - Equipamento de soldagem

Para realizar a soldagem usou-se um cabeçote automático modelo NA - 3N, fabricado pela LINCOLN ELECTRIC COMPANY. A figu-

ra 35 mostra a vista geral desse equipamento.

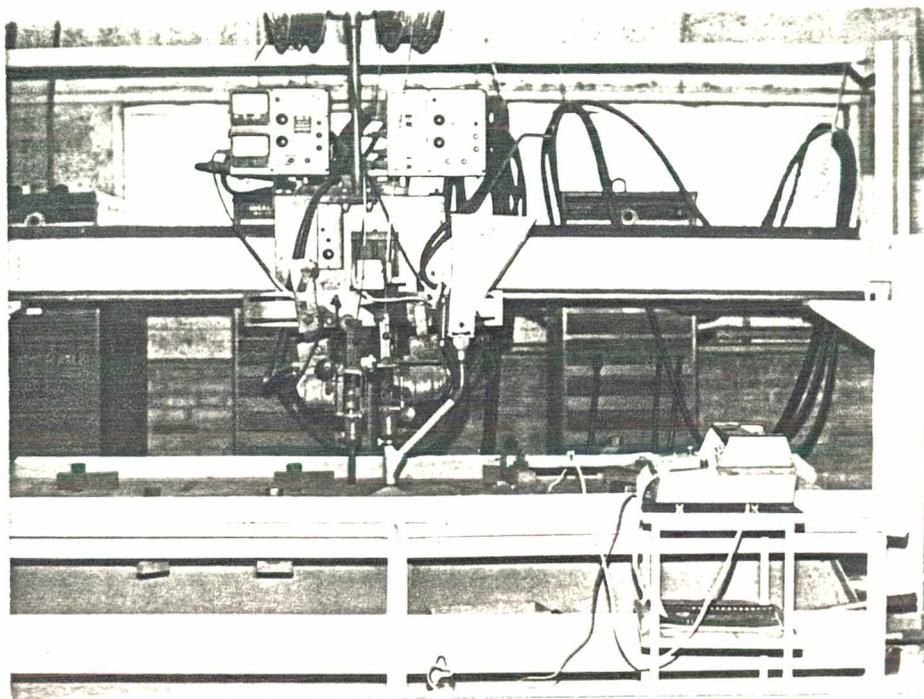


Figura 35 - Equipamento de solda por arco-submerso.

3.2.2 - Consumíveis

Para a seleção dos consumíveis foram considerados os critérios estabelecidos pelas normas de classificação da AWS⁽⁴⁸⁾, onde de acordo com a composição química e propriedades mecânicas do aço em estudo são relacionados os seguintes consumíveis:

FLUXO : F74EM12K - Classificação AWS A5 - 17

Fabricante ARMCO 780 - neutro

Temperatura de armazenamento 90°C

ARAME : EM12K - Classificação AWS A5-17

Diâmetro 4 mm

Análise química = 0,12%C - 0,017%P - 0,014%S -

1,05%Mn - 0,26%Si.

3.2.3 - Tipo de corrente

Como o fluxo escolhido é especificado para trabalhar em corrente inversa (CC^+), toda a soldagem foi feita com este tipo de corrente. O uso de corrente inversa permite um melhor controle do formato do cordão, da aparência do mesmo, além de aumentar a profundidade de penetração da solda^(49, 50, 51).

3.2.4 - Tipo da junta e passes

Baseado nas recomendações de preparação das juntas^(49, 52) a soldar foi selecionada uma junta em I. A preparação de bordos retos com folga zero (0) tem como finalidade reduzir o custo de preparação dos bordos da chapa, como também a quantidade necessária do metal a depositar.

Devido às dimensões da chapa e tipo da junta, optou-se pelo uso de um passe de cada lado.

3.2.5 - Determinação dos parâmetros de soldagem

Através de critérios de fabricantes, pesquisadores e conhecimentos adquiridos na prática, procurou-se obter parâmetros de soldagem que produzissem soldas qualificadas e de alta produtividade, isto é, parâmetros econômicos para soldagem de alta produção.

Considera-se neste trabalho, como parâmetros econômicos

de soldagem, aqueles que proporcionam soldas com material de enchimento na quantidade suficiente e com uma velocidade de soldagem tal que a energia imposta seja elevada.

A Tabela 5 apresenta as alternativas que foram testadas.

Parâmetros	(53)		(54)		(55)		(52)	
	1º P.	2º P.						
Corrente (A)	820	880	750	750	650	850	500	475
Tensão (V)	34	36	35	35	34	35	36	34
Tomada Corrente (mm)	25	25	25	25	25	25	25	25
Velocidade de Soldagem (cm/min)	50	50	90	80	64	68	53	53
Energia Imposta (kJ/cm)	33,5	38,0	19,7	19,7	20,7	26,2	20,4	18,3

Tabela 5 - Alternativas para selecionar os parâmetros de soldagem (53, 54, 55, 52).

Tais parâmetros foram testados e as soldas obtidas não apresentaram relações normais de penetração, largura e reforço no primeiro e segundo passes, quer dizer, não foi possível obter uma superposição do primeiro e segundo passes para garantir uma união metalúrgica da soldagem.

A avaliação desses resultados permitiu a seleção definitiva dos parâmetros de soldagem conforme indicados na Tabela 6.

Parâmetros	Energia Normal		Energia Alta	
	1º Passe	2º Passe	1º Passe	2º Passe
Corrente (A)	600	600	600	820
Tensão (V)	34	34	32	36
Tomada Corrente (mm)	25	25	25	25
Velocidade de Soldagem (cm/min)	50	50	50	50
Energia Imposta (kJ/cm)	24,5	24,5	23,0	35,4

Tabela 6 - Parâmetros definitivos de soldagem.

Outros critérios para selecionar a energia normal de soldagem levam em consideração a penetração e o reforço, portanto foi usada uma relação corrente - tensão - velocidade de soldagem que permitisse uma penetração de 8 mm e um reforço de 3 mm em cada passe. Desta forma foi garantida uma adequada ligação do material aportado do primeiro e segundo passes.

Para a seleção da energia elevada foram utilizados os parâmetros que permitiram máxima penetração sem perfurar a chapa. Portanto, foi selecionado um baixo nível de energia imposta no primeiro passe, objetivando maior reforço, para garantir a máxima penetração do segundo passe.

Através das Figuras 36 e 37 são observadas as macrografias das soldas feitas com os parâmetros da Tabela 6.

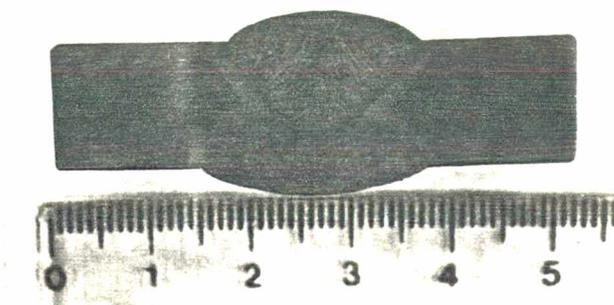


Figura 36 - Macrografia da união soldada com energia normal (24,5 kJ/cm).
Ataque Nital 5%.

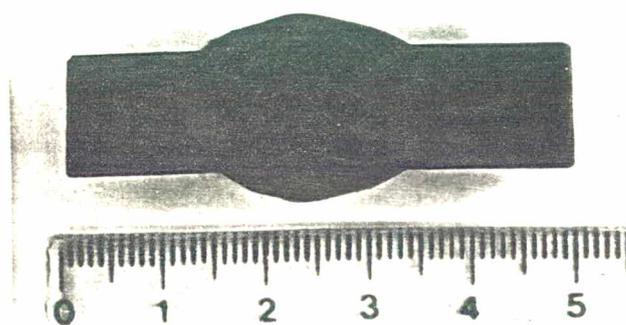


Figura 37 - Macrografia da união soldada com elevada energia (35,4 kJ/cm).
Ataque Nital 5%.

3.2.6 - Pré-aquecimento e temperatura de interpasse

Devido ao baixo carbono equivalente do metal base

(0,32) e da pequena espessura da chapa, normalmente não se faz necessário tratamento de alívio de tensões. Também não se trata de material suscetível a trincas de hidrogênio, portanto não foi utilizado pré-aquecimento. A temperatura de interpasse foi a ambiente.

3.2.7 - Corpos de prova para soldagem

Os corpos de prova para soldagem foram retirados da chapa mediante o processo de oxicorte e após usinados para confecção da junta. As características dos corpos de prova são indicadas na Figura 38.

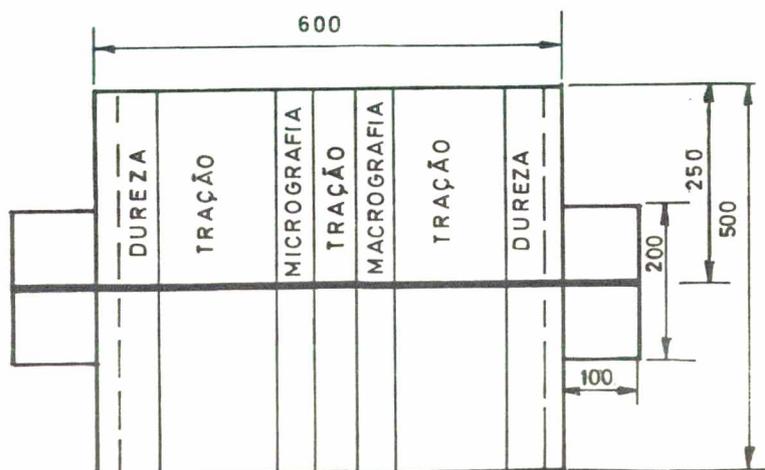


Figura 38 - Características dos corpos de prova para soldagem e amostragem.

A largura dos corpos de prova foi escolhida de acordo com dados obtidos das pesquisas feitas no LABSOLDA da UFSC⁽⁵⁶⁾,

que relacionam a energia imposta e as dimensões da chapa considerada como semi-infinita, para não produzir variações nos ciclos térmicos durante a soldagem.

Para impedir deformações da junta, os corpos de prova são fixados à mesa mediante prensas, além disso a fixação inclui a utilização de fixação do corpo de prova ("cachorros"), evitando que a junta deforme durante a soldagem.

3.2.8 - Ensaio radiográfico

A qualidade das soldas efetuadas foi controlada por Raio X, através do aparelho ANDREX CMA 306. A programação do ensaio foi:

- Tempo de exposição : 3 min
- Distância foco-filme : 84 cm
- Tensão : 160 - 180 KV
- Corrente : 5,5 - 5,0 MA
- Variação da espessura: 12 - 18 mm
- Total de radiografias: 16.

Dos cinco corpos de prova soldados, só um apresentou indicação de descontinuidade, tendo sido excluída aquela região segundo croquis no relatório de Raio X⁽⁵⁷⁾.

3.2.9 - Medição dos ciclos térmicos

A medição dos ciclos térmicos foi feita com auxílio de

três registradores X - Y e termopares Chromel - Alumel com as características apresentadas a seguir:

REGISTRADORES

- Tipo 2000 Recorder
Houston Instrument
Omnigraphic
- Tipo 7044A Recorder
Hewlett Packard
- Tipo 7055A Recorder
Hewlett Packard.

TERMOPAR

- Chromel - Alumel
- Diâmetro = 0,25 mm
Omega .

Para a ligação aos corpos de prova utilizou-se um capacitor, cuja descarga permite uma soldagem por resistência elétrica entre o ponto do termopar e o fundo do orifício. Desta maneira fica garantido a adequada condutividade térmica. A isolação entre os fios e o metal base foi feita com tubos cerâmicos duplos de 1,2 mm de diâmetro. Os pontos de medida dos ciclos térmicos são mostrados na Figura 39.

Os termopares foram introduzidos em furos normais à linha de fusão, pela parte inferior da chapa, modificando o método de SIGNES e BACKER⁽⁵⁸⁾. A posição é observada através da Figura 40.

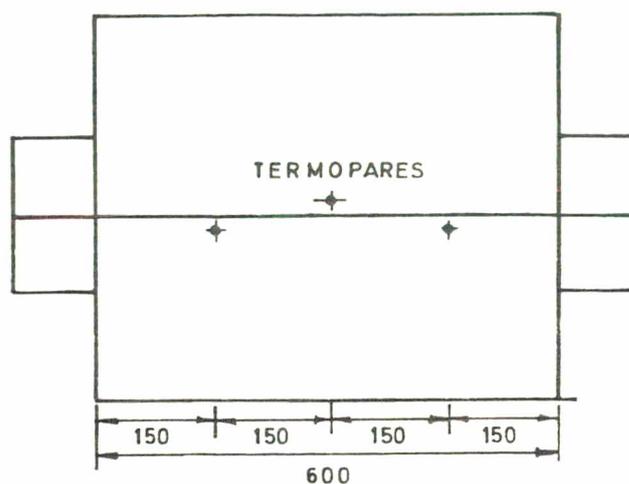


Figura 39 - Localização dos termopares no corpo de prova.
(Diâmetro dos orifícios 1,5 mm).

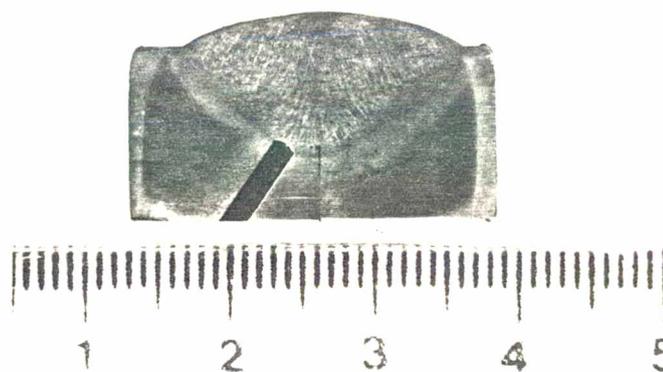


Figura 40 - Orientação do furo para a colocação dos termopares.

A distância dos termopares à linha de fusão e demais regiões da ZAC foi determinada realizando medições diretas na ZAC e conferidas com as calculadas pelas equações de Adams (31).

Os ciclos térmicos foram levantados objetivando-se conhecer a temperatura de pico e tempo de resfriamento ($\Delta t_{800-500}$) para cada região da ZAC. As medições na região da ZAC superaqueci-

da foram comparadas com a previsão feita através do abaco para determinar o $\Delta t_{800-500}$ publicado pelo IIW⁽³³⁾. A seguir, na Tabela 7, estão os resultados medidos e estimados na medição dos ciclos térmicos da soldagem normal.

Região de Medição	Soldagem com energia normal					
	Medido			Estimado (31, 33)		
	Distância à L.F. (mm)	T. Pico (°C)	$\Delta t_{800-500}$ (s)	Distância à L.F. (mm)	T. Pico (°C)	$\Delta t_{800-500}$ (s)
Grãos grosseiros Superaquecida	0,5	1272	39	0,5	1289	42
Grãos grosseiros Superaquecida	0,9	1150	43	0,9	1195	-
Início região Superaquecida	1,4	1057	44	1,4	1072	-
Normalização	1,8	1000	46	1,8	1014	-
Normalização	2,2	920	48	2,2	939	-
Intercrítica	2,5	859	52	2,5	897	-
Subcrítica	3,2	747	72	3,2	761	-

Tabela 7 - Resultados medidos e estimados dos ciclos térmicos de soldagem com energia normal (25,4 kJ/cm).

Na união soldada a largura da ZAC foi de 3,5 a 3,8 mm. A região de grãos grosseiros mostrou uma largura de aproximadamente 0,31 mm.

Na Tabela 8 estão os resultados medidos e estimados para a soldagem com energia alta.

Região de Medição	Soldagem com alta energia		
	Medido		
	Distância à L.E. (mm)	T. Pico (°C)	$\Delta t_{800-500}$ (s)
Grãos grosseiros Superaquecida	0,3	1325	79
Grãos grosseiros Superaquecida	1,0	1189	82
Início região Superaquecida	1,4	1089	84
Normalização	1,9	1027	88
Normalização	2,5	940	92
Intercrítica	2,9	880	96
Subcrítica	3,6	774	108

Tabela 8 - Resultados da medição dos ciclos térmicos de soldagem com energia alta. (35,4 kJ/cm).

Na união soldada a largura da ZAC foi de 4,4 a 5,2 mm. A região de grãos grosseiros mostrou uma largura de 0,45 mm.

Na previsão feita pela equação de Adams⁽³¹⁾ para a região de grãos superaquecida a 0,5 mm da linha de fusão a T.pico foi de 1289°C e o tempo de resfriamento $\Delta t_{800-500}$ estimado⁽³³⁾ de 82 segundos.

Para efeito da simulação térmica das regiões da ZAC de ambos níveis de energia aportada foram selecionadas temperaturas

pico e tempos de resfriamento de acordo com valores médios, tal que permitissem a reprodução da região da ZAC desejada.

3.2.10 - Ensaios mecânicos

Foram feitos ensaios de dureza e tração nas soldas feitas com energia normal e elevada, utilizando os mesmos equipamentos e as mesmas normas para os corpos de prova de tração do metal base (item 3.1.4).

3.3 - Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem

3.3.1 - Equipamento

A simulação térmica dos ciclos de soldagem foi realizada no LABSOLDA da UFSC pela adaptação de uma máquina de solda ponto pneumática marca ARO. Para tanto foi projetado e construído um dispositivo especial para fixação e refrigeração externa do corpo de prova. Esquemáticamente os equipamentos utilizados estão representados na Figura 41.

Através da unidade de comando da máquina de solda ponto é feita a regulagem do transformador. Na fase de aquecimento o transformador é ajustado para operar em regime máximo para gerar alta intensidade de corrente e aquecer o corpo de prova por efeito Joule. O controle do equipamento foi manual. Uma vez atingido

gida a temperatura pico desejada é desligado o transformador através da unidade externa de controle e ajustada a regulagem da unidade de comando da máquina para o regime mínimo. Desta forma, na fase de resfriamento o transformador pode ser acionado para gerar pulsos elétricos de baixa intensidade de corrente, que permitem manter a taxa de resfriamento graficada no registrador X-Y. Dependendo do tamanho do corpo de prova velocidades de resfriamento mais altas podem ser obtidas por controle da refrigeração (água) externa do porta corpo de prova. No presente caso, como os tempos de resfriamento ($\Delta t_{800-500}$) eram altos ($>40s$) foi necessário gerar pulsos elétricos para manter o resfriamento no ciclo programado. Com esse sistema a curva T X t foi mantida com a precisão de $\pm 10^\circ C$.

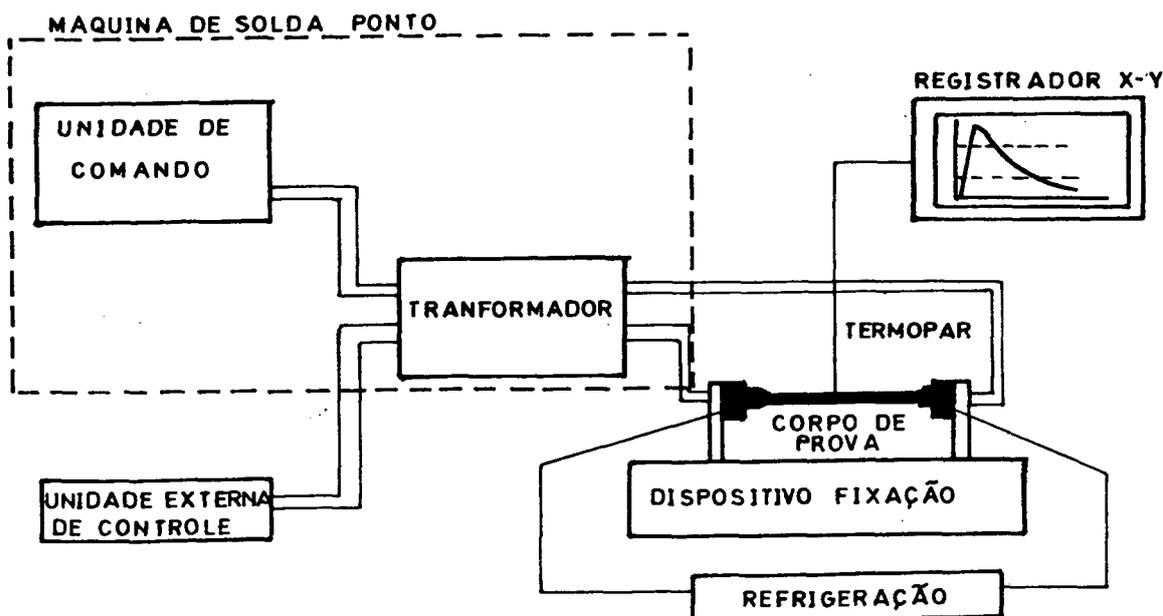


Figura 41 - Esquema do equipamento para a simulação térmica dos ciclos de soldagem.

3.3.2 - Simulação térmica

Para um levantamento detalhado das propriedades mecânicas das diferentes regiões da ZAC uma série de corpos de prova cilíndricos, de dimensões reduzidas (ASTM E8-81 Fig. 34) foi submetida a ciclos térmicos simulados de acordo aos dados da Tabela 9.

Energia Normal		Energia Alta	
T. Pico °C	$\Delta t_{800-500}$ s	T. Pico °C	$\Delta t_{800-500}$ s
1250	39	1300	80
1100	43	1100	84
950	48	950	92
850	52	850	96
730	72	730	108

Tabela 9 - Parâmetros para simulação de ciclos térmicos de soldagem.

Cinco ciclos térmicos foram simulados atingindo as temperaturas indicadas na Tabela 9 para cada nível de energia imposta. Um total de 6 corpos de prova foi exposto a cada ciclo térmico.

As temperaturas e tempos de resfriamento foram selecionadas com base nos resultados obtidos na medição real dos ciclos térmicos durante a soldagem arco submerso indicados nas Tabelas 7 e 8. O critério utilizado foi atingir uma temperatura pico que permitisse após o resfriamento uma região com a microestrutura desejada

da ZAC real.

Nas Figuras 42 e 43 são observados os ciclos térmicos simulados para cada nível de energia imposta.

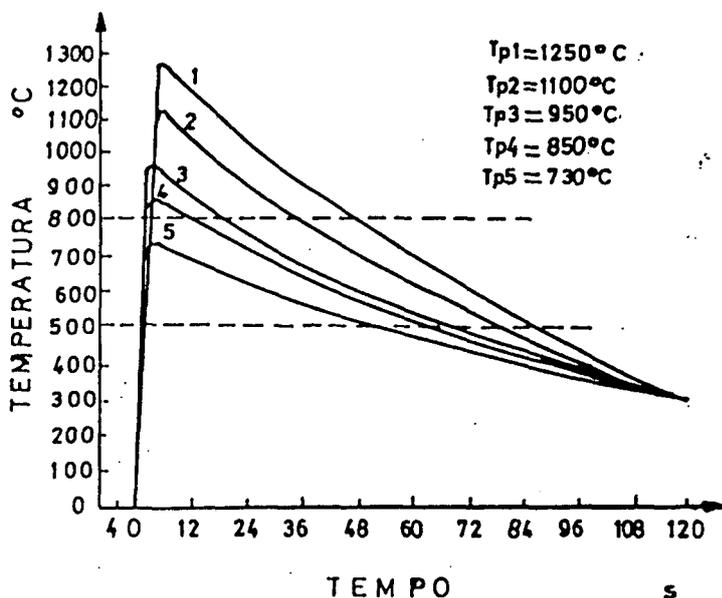


Figura 42 - Ciclos térmicos simulados da soldagem com energia normal.

Nos corpos de prova simulados foram realizadas medições de dureza, determinação dos teores de ferrita-perlita e tamanho de grão, para o qual foram utilizadas as mesmas técnicas e padrões descritos no item 3.1.3.

A homogeneidade da microestrutura ao longo do comprimento útil dos corpos de prova submetidos a simulação térmica foi comprovada por metalografia e medidas de dureza.

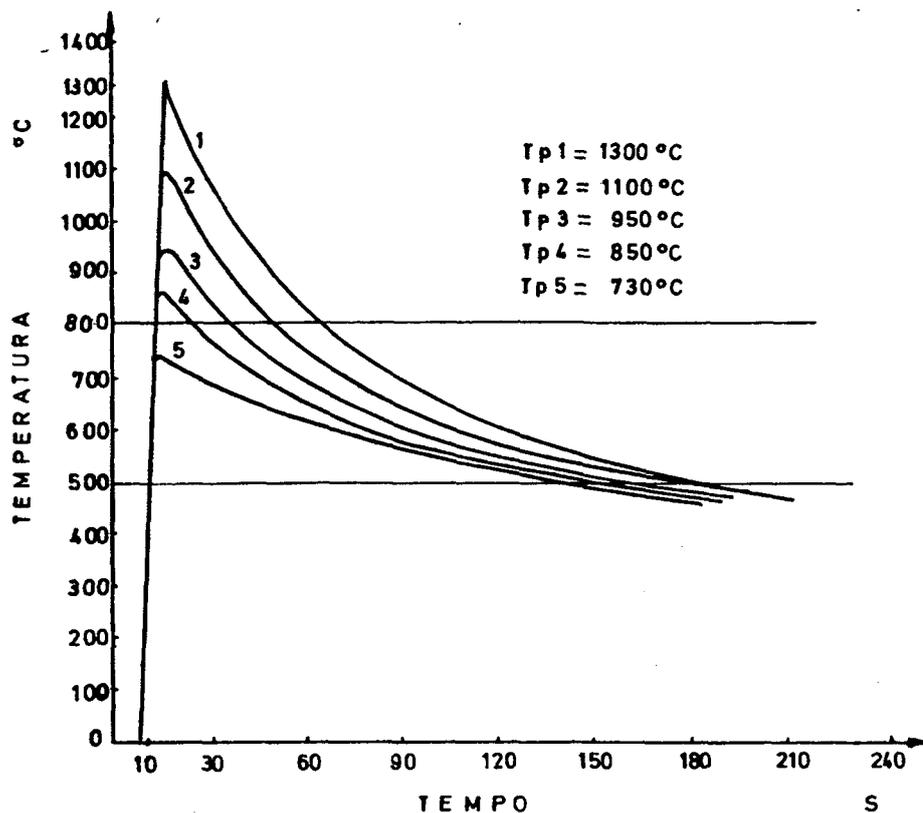


Figura 43 - Ciclos térmicos simulados da soldagem com energia elevada.

O perfil de dureza da região útil do corpo de prova é observado na Figura 44 para todos os ciclos simulados.

As medições foram feitas só na metade do comprimento útil do corpo de prova simulado, a distância entre pontos de medição foi de 1,5 mm. A medição número 1 representa o centro do comprimento útil do corpo de prova. O comprimento medido b foi de 23 mm.

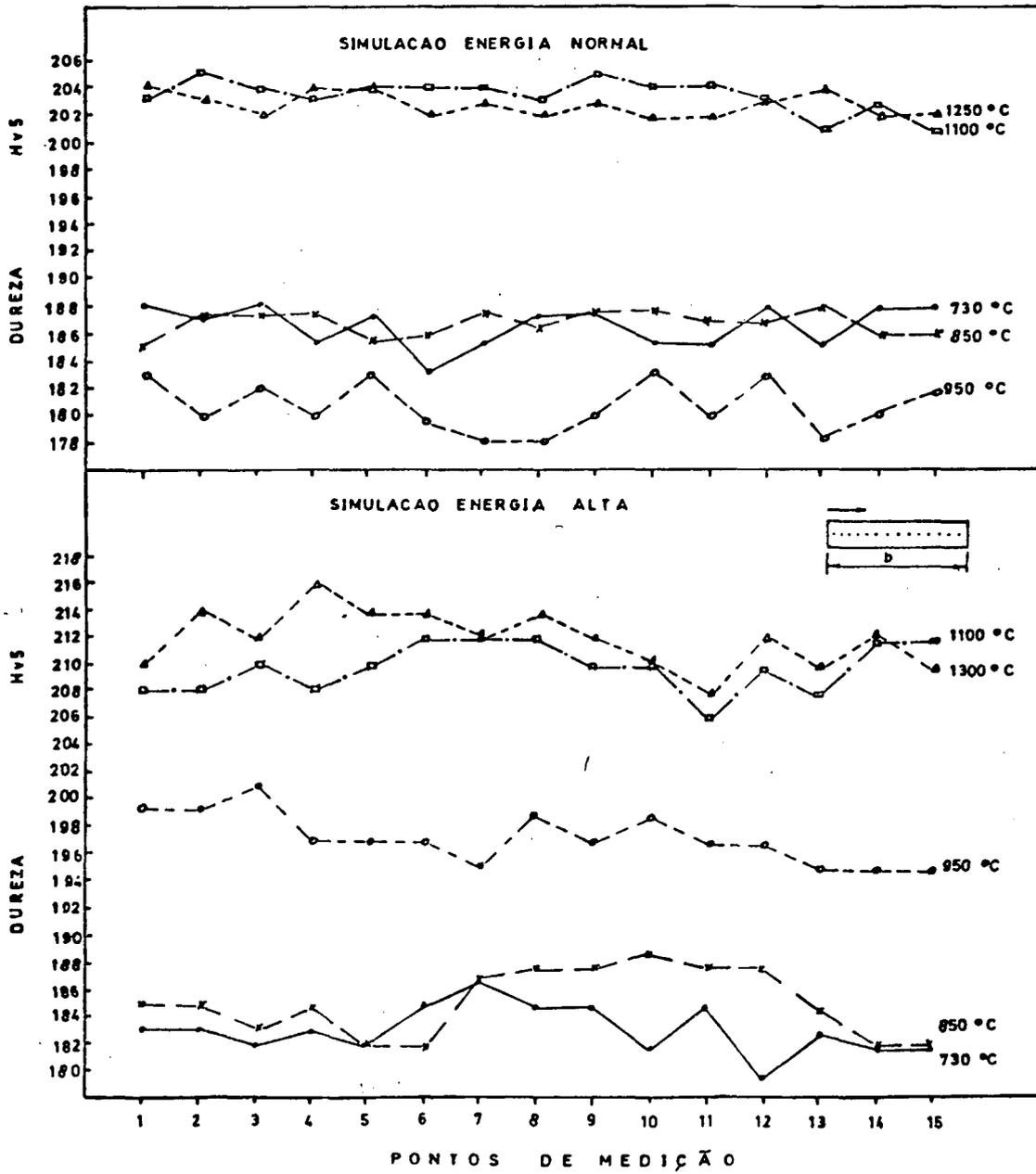


Figura 44 - Perfis de dureza dos corpos de prova submetidos a simulação térmica.

IV - RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

4.1 - Ensaaios de Tração

A Tabela 10 reúne os resultados de ensaios de tração das juntas soldadas ao arco-submerso e dos corpos de prova submetidos a diferentes ciclos térmicos de simulação de soldagem. Para comparação também estão incluídos dados do metal base conforme laminado por TTM e após tratamento térmico de normalização (920°C/72 min). Todos os resultados se referem a corpos de prova extraídos no sentido longitudinal de laminação.

Corpo de Prova	L. E.	L. R.	Alongamento
	MPa	MPa	%
Metal base	424	553	25,6
Normalizado	361	503	32,5
Soldado EN	423	563	22,5
Soldado EA	411	557	21,6
Simulados	-	-	-
EN 1250°C	441	603	20,3
1100°C	408	589	20,8
950°C	439	566	27,5
850°C	447	576	25,3
730°C	424	575	23,3
EA 1300°C	428	595	21,2
1100°C	404	580	19,2
950°C	428	580	26,8
850°C	452	584	24,5
730°C	472	583	31,3

Tabela 10 - Propriedades de tração.

Inicialmente destaca-se que a normalização reduz tanto o limite de escoamento (63 MPa) como o limite de resistência (55 MPa). A ductilidade é melhorada em relação ao aço laminado.

As juntas soldadas por arco submerso (24,5 e 35,4 kJ/cm) foram aprovadas no ensaio de tração. Cinco (05) corpos de prova foram ensaiados para cada nível de energia, rompendo todos no metal base para tensões sempre maiores que o valor nominal.

Com respeito aos resultados da simulação térmica, apenas para o ciclo térmico correspondente à T. pico de 1100°C o limite de escoamento decresce para valores pouco inferiores ao do metal base. A queda no limite de escoamento não é tão significativa quanto aquela associada ao tratamento térmico de normalização. Essa tendência é melhor notada no gráfico da Figura 45.

Tais resultados confirmam aqueles obtidos por Aronson⁽⁵⁾, que verificou também em aço microligado ao nióbio quedas da ordem de 24 MPa (3.000 psi) no limite de escoamento de corpos de prova ciclados até 1066°C. Entretanto, segundo aquele pesquisador a estreita região da ZAC (aproximadamente 0,2 mm), com resistência intrinsecamente menor, não compromete toda a união soldada, uma vez que essa área, no material considerado como conjugado, estava sujeita a constrição triaxial pelas camadas vizinhas de maior resistência.

No presente caso regiões da ZAC superaquecida com aproximadamente 0,31 e 0,45 mm, mostraram quedas no limite de escoamento de 16 a 20 MPa, respectivamente para soldagem arco-submerso com energia imposta normal e elevada. Da mesma forma pode-se admitir que a estreita região enfraquecida da ZAC, sujeita a constrição triaxial, não compromete a estrutura soldada. Deve-se sa

liantar que o limite de escoamento da junta soldada com alta energia (Tabela 6) ficou pouco inferior ao do metal base. Apesar disso, conforme já mencionado a ruptura não ocorreu no ZAC em nenhum caso.

Quanto ao limite de resistência, os resultados da simulação térmica de soldagem mostrou que seu valor permaneceu sempre superior ao do aço laminado. Não acompanhou portanto a tendência decrescente do limite de escoamento no ciclo de 1100°C.

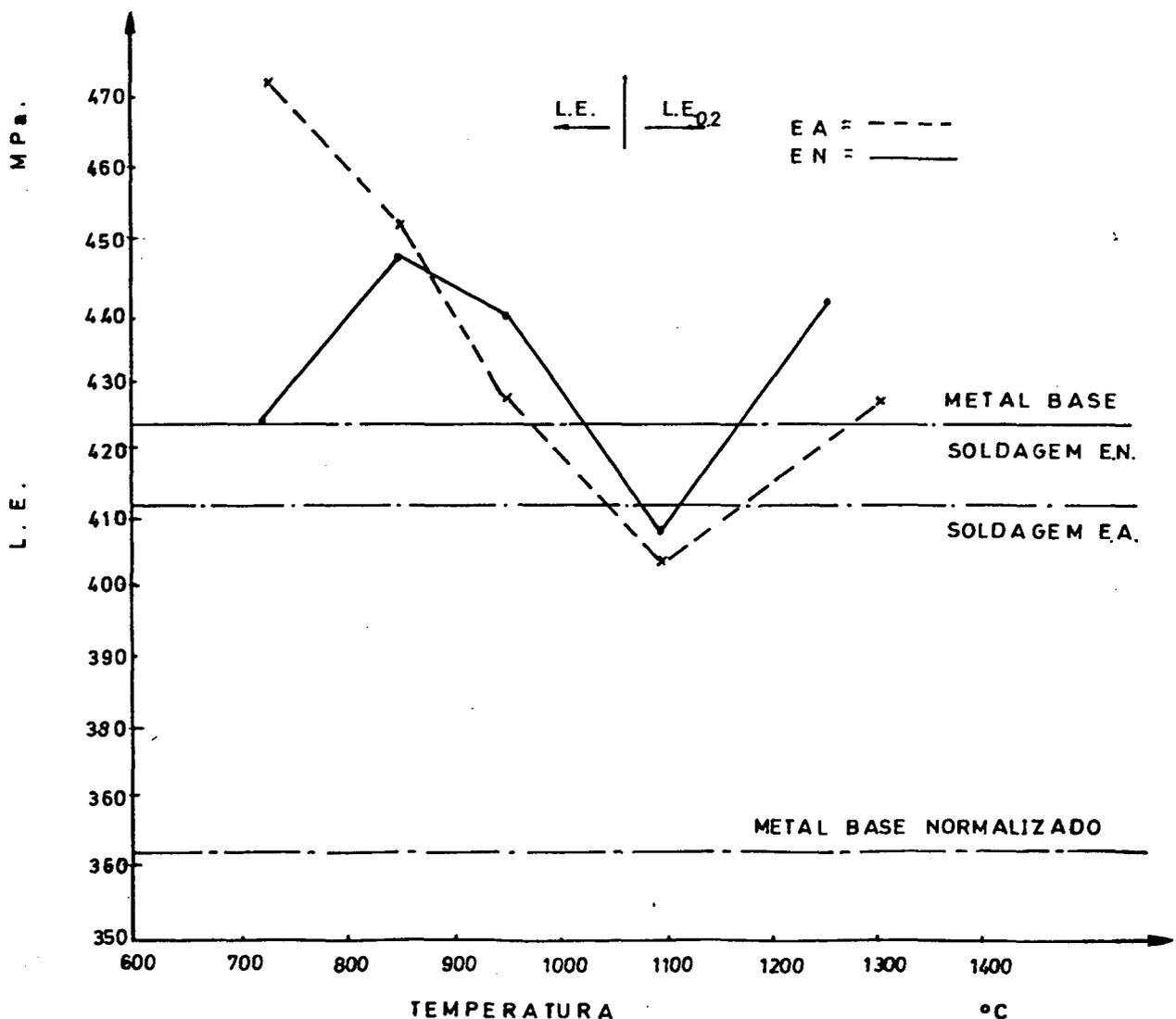


Figura 45 - Variação do limite de escoamento.

O gráfico da Figura 46 mostra a variação do limite de resistência e da dureza com a temperatura pico, ou seja, ao longo da ZAC simulada.

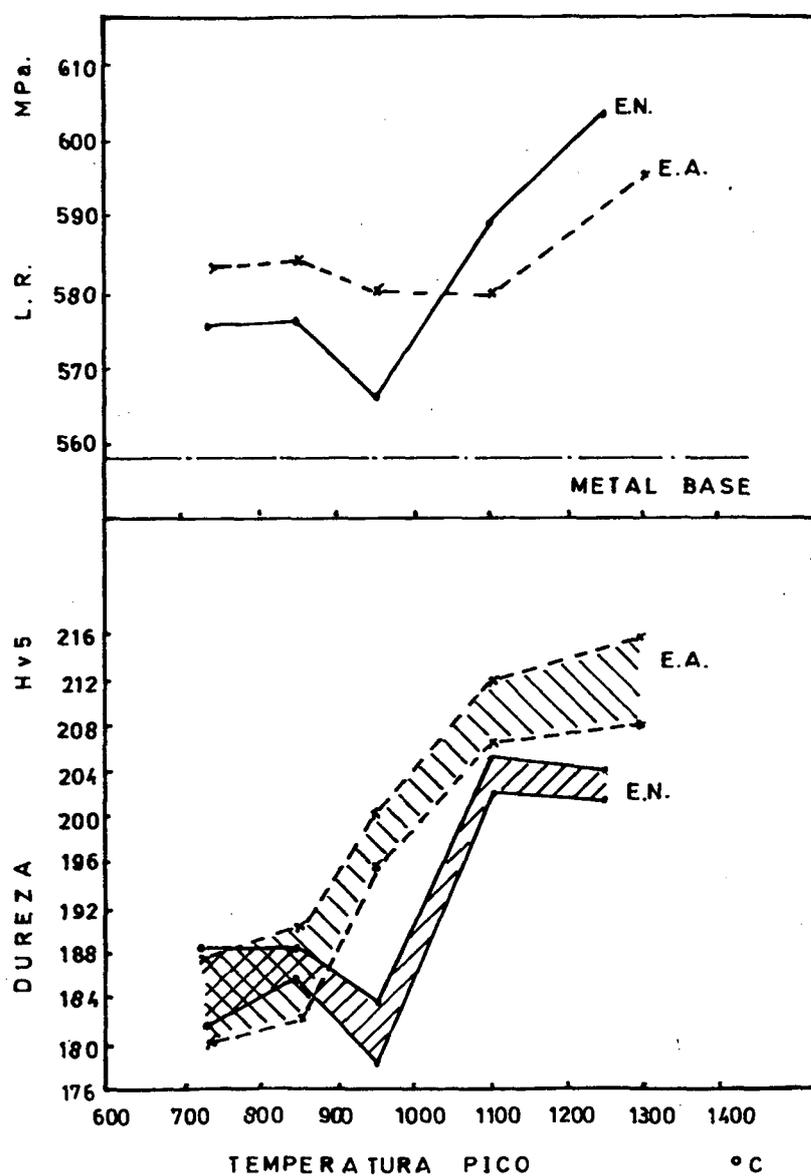


Figura 46 - Variação do limite de resistência e da dureza com as temperaturas pico simuladas.

Para a energia normal (24,5 kJ/cm) as duas propriedades mostram um mínimo no ciclo de 950°C.

A seguir o gráfico da Figura 47 mostra a relação limite de resistência respectivo à dureza Vickers (LR/HV) das regiões submetidas a simulação térmica.

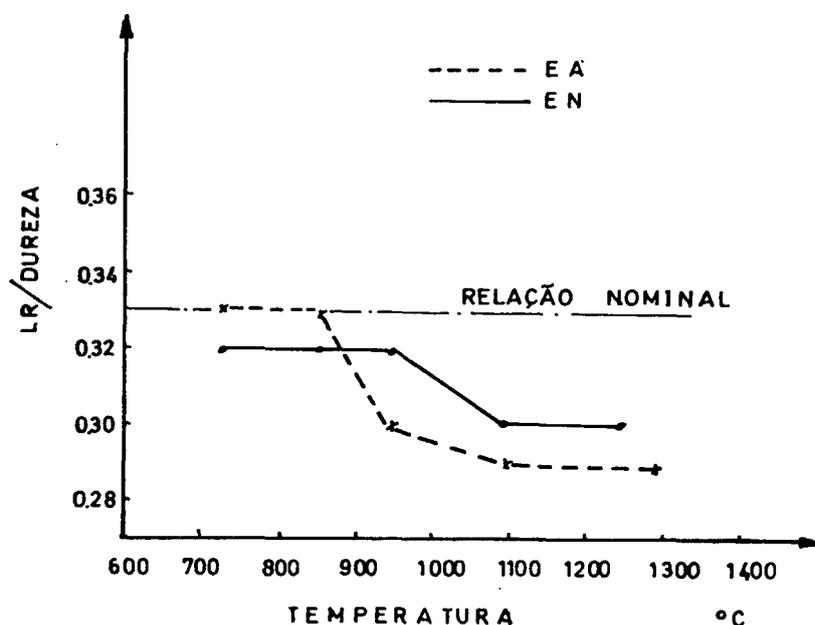


Figura 47 - Relação entre o limite de resistência e a dureza Vickers dos corpos de prova simulados.

A Figura 47 ilustra que a relação LR/HV₅ decresce com o aumento da temperatura pico, afastando-se do valor nominal 0,33 previsto para aços BLAR⁽⁵⁹⁾. Essa tendência está associada a um maior aumento da dureza relativa ao limite de resistência associado, provavelmente ocasionado pela maior taxa de encruamento do material submetido aos ciclos de alta temperatura, como será visto na Figura 54.

4.2 - Metalografia e Dureza

4.2.1 - Metal base normalizado

O metal base submetido a tratamento térmico de normalização mostrou a microestrutura da Figura 48. Pela microscopia ótica observa-se que o principal resultado da normalização foi o refino de grão que passa de ASTM 10 no metal base laminado por TTM para ASTM 12.

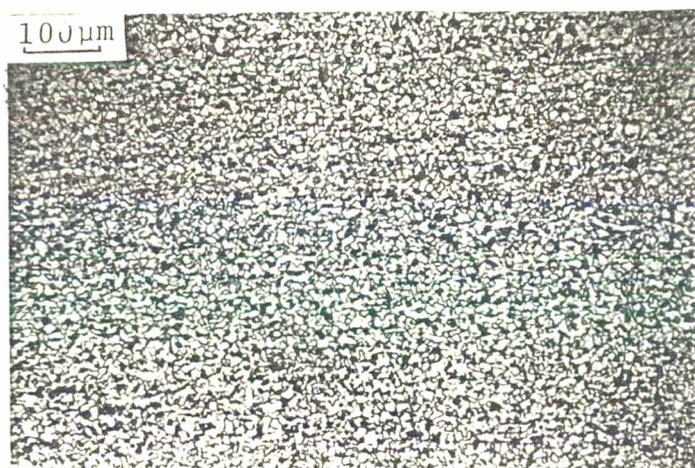


Figura 48 - Microestrutura do aço RR St 42,3 após normalização a 920°C/72' mostrando ferrita e perlita.

- Tamanho de grão ASTM 12
- Dureza 176 - 185 HV₅
- Ataque nital 2%.

A fração relativa dos microconstituintes não mostrou variação significativa. A porcentagem de perlita sofreu apenas ligeiro a crêscimo, passando de 15,3 para 15,5% com a normalização, variação

contida na faixa de precisão do método de análise quantitativo a dotado. Essa alteração é praticamente de efeito relativamente insignificante sobre o valor do limite de escoamento, pois conforme comentado no item 2.1.2 a contribuição da perlita para o endurecimento é desprezível, aparecendo na equação [4] com um peso secundário.

A dureza, apesar do refino de grão, permanece praticamente inalterada (182 - 186 HV5 no aço laminado).

Este fato permite deduzir que o mecanismo de precipitação perde sua eficácia com a normalização (a ser comentada no item 4.3).

4.2.2 - Juntas soldadas

Perfis de dureza ao longo da seção transversal das soldas estão na Figura 49. Não há indicação de queda sensível de dureza na ZAC de ambas as soldas.

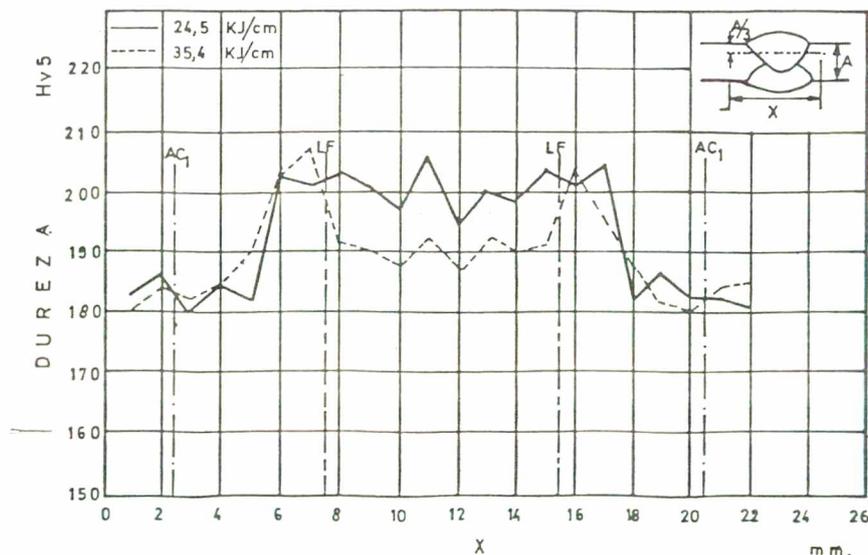


Figura 49 - Perfis de dureza na seção transversal de soldas arco-submerso.

As microestruturas da ZAC da solda de energia normal (24,5 kJ/cm) estão reproduzidas nas Figuras 50 a-e.

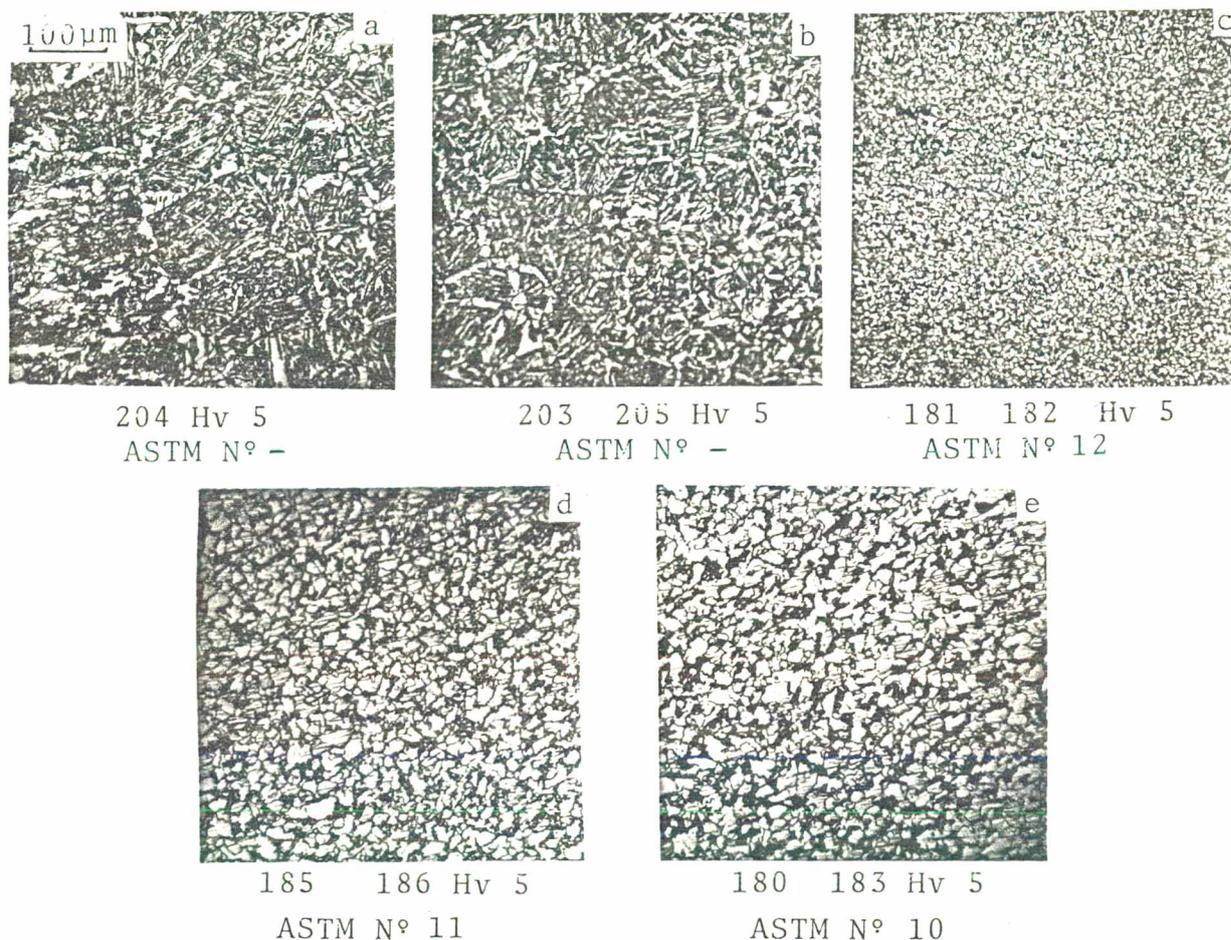


Figura 50- Microestrutura da ZAC de solda arco-submerso (24,5 kJ/cm). Ataque nital 2%.

- a) Linha de fusão e zona de grãos grosseiros superaquecida, ferrita pró-eutetóide mais bainita superior.
- b) Início de zona superaquecida, ferrita pró-eutetóide e bainita superior.
- c) Zona de normalização, ferrita mais perlita.
- d) Região intercrítica, ferrita mais perlita.
- e) Região sub-crítica, ferrita mais perlita esboroadada.

As microestruturas da ZAC da solda com energia elevada (35,4 kJ/cm) estão reproduzidas nas Figuras 51 a-e.

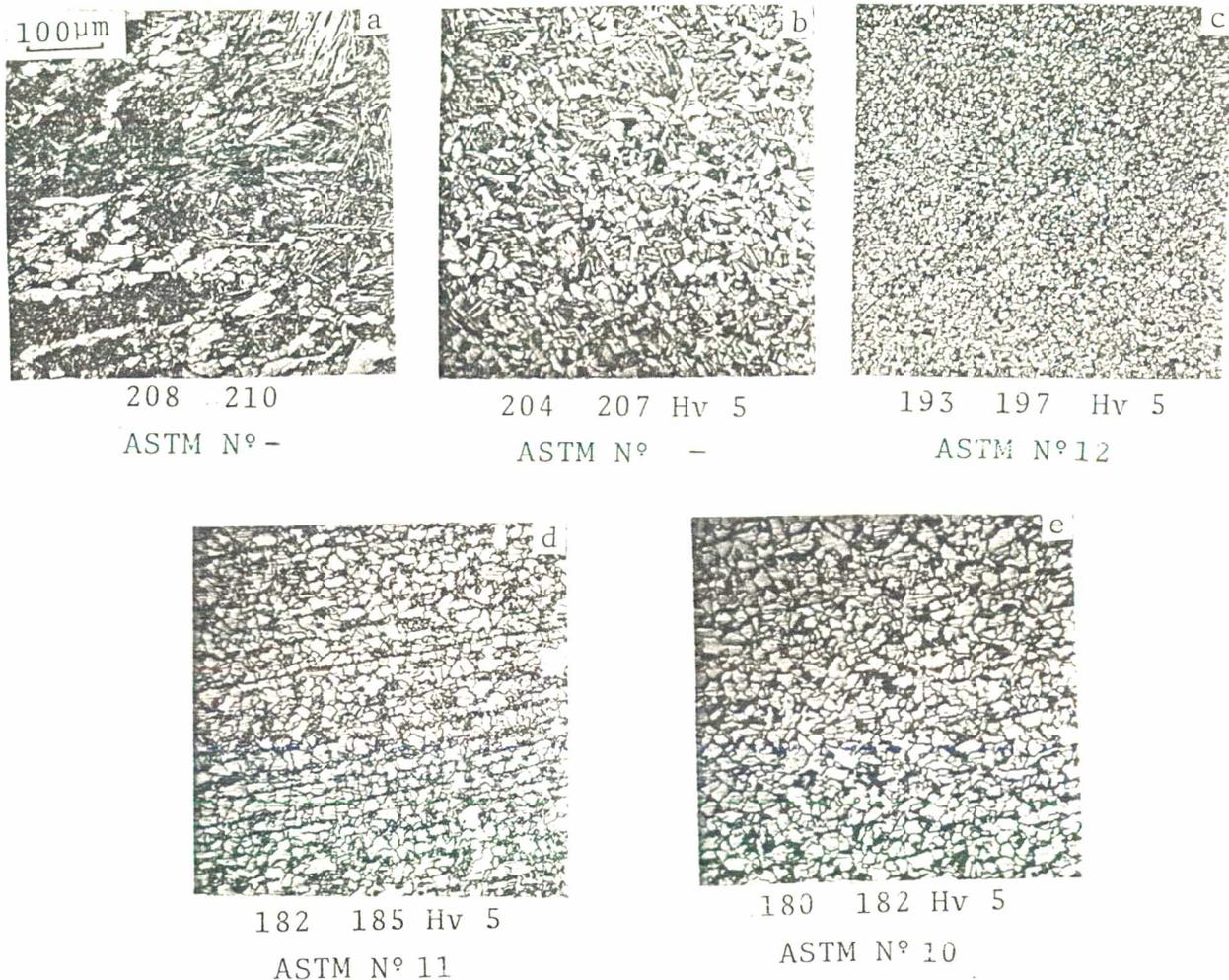


Figura 51 - Microestrutura da ZAC de solda arco-submerso (35,4 kJ/cm). Ataque nital 2%.

a) Linha de fusão e zona de grãos grosseiros superaquecida, ferrita pró-eutetóide mais bainita superior.

b) Início da zona superaquecida, ferrita pró-eutetóide e bainita superior.

c) Zona de normalização, ferrita mais perlita.

d) Região intercrítica, ferrita mais perlita.

e) Região sub-crítica, ferrita mais perlita esboroadada.

4.2.3 - Metalografia dos corpos de prova submetidos a simulação térmica

As microestruturas das diferentes regiões simuladas da ZAC com energia normal são apresentadas nas Figuras 52 a-e.

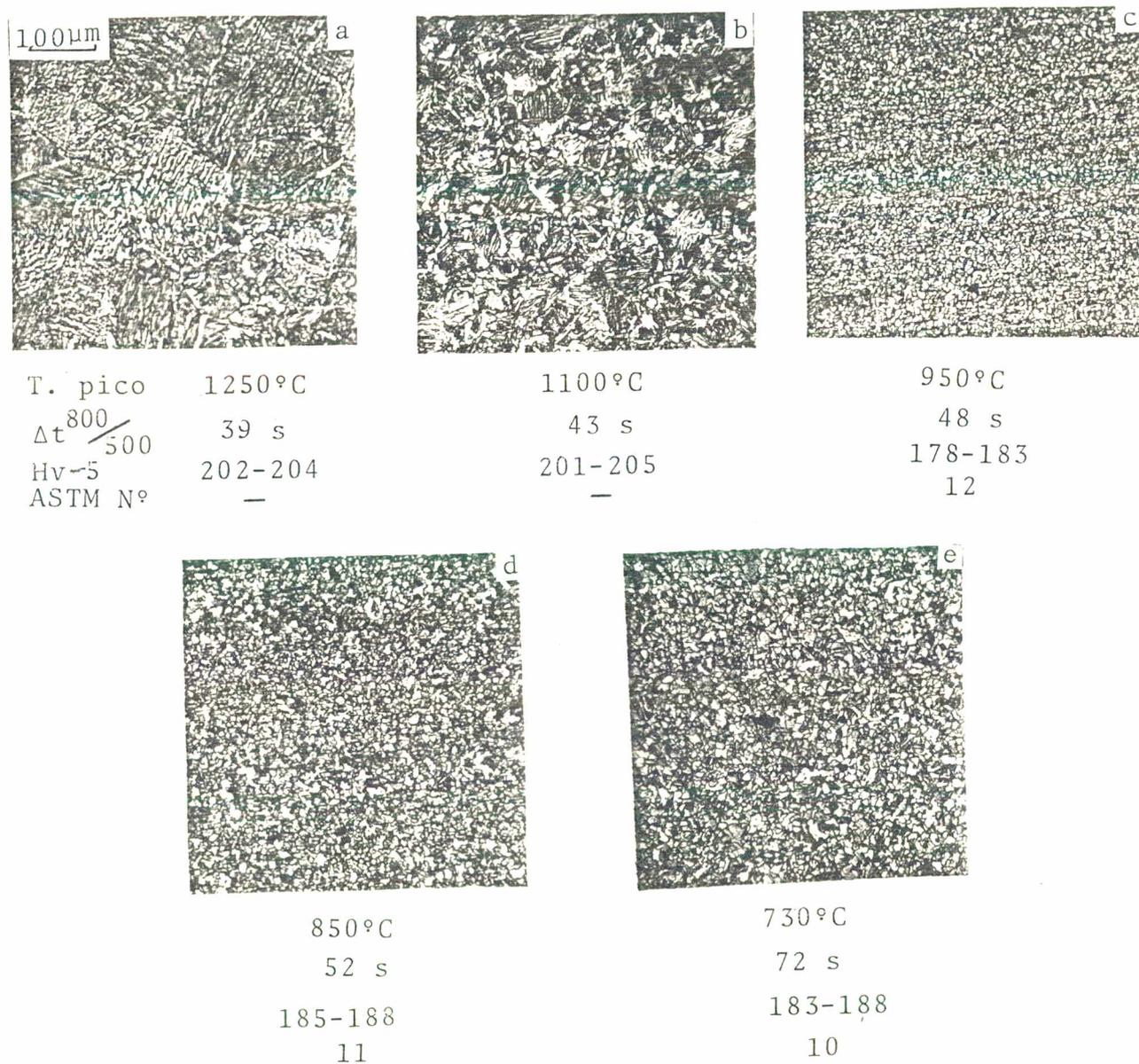


Figura 52 - Microestruturas e resultados obtidos

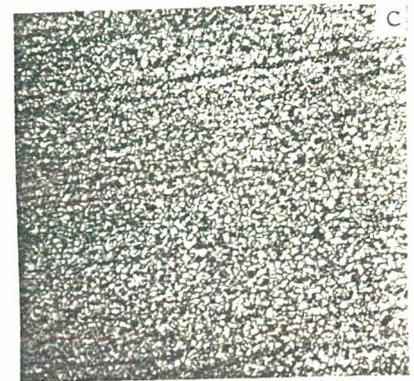
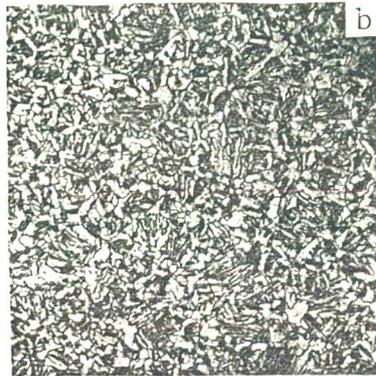
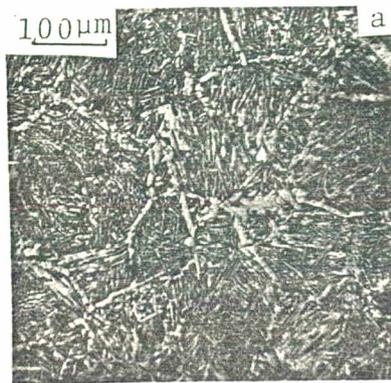
Ataque nital 2%.

- a) Região superaquecida com grãos grosseiros mostrando ripas de bainita superior.
- b) Início da região superaquecida com ferrita, perlita e bainita superior.
- c) Zona de refino de grãos (normalização), ferrita mais perlita.
- d) Região intercrítica, ferrita mais perlita.
- e) Região sub-crítica, ferrita mais perlita esboroadada.

A 730°C não há alteração no tamanho de grão da ferrita. Para o ciclo de 950°C ocorre um intenso refino de grãos, que passa de ASTM 10 (metal base) para ASTM 12.

O ciclo de 1100°C já mostra o início do crescimento dos grãos austeníticos e tendência ao aparecimento de estrutura acicular, fator marcante no espécime aquecido até 1250°C.

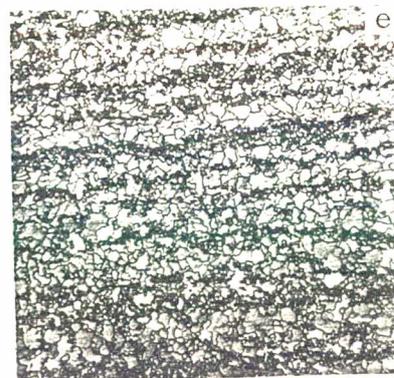
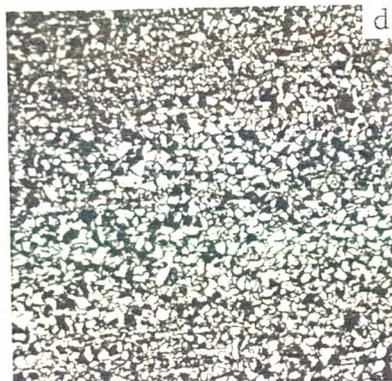
As microestruturas das diferentes regiões simuladas da ZAC com energia alta são apresentadas nas Figuras 53 a-e.



T. pico 1300°C
 $\Delta t \frac{800}{500}$ 79 s
 Hv 5 208 - 216
 ASTM N° —

1100°C
 83 s
 206 - 212
 —

950°C
 92 s
 195 - 201
 12



850°C
 96 s
 182 - 190
 11

730°C
 104 s
 180-187
 10

Figura 53 - Microestruturas e resultados obtidos por simulação térmica da soldagem de energia alta.

Ataque nital 2%.

As observações são da mesma natureza que as referentes a soldagem com energia normal.

O refino de grão para o ciclo de 950°C é intenso obtendo-se ASTM 12. O ciclo de 1100°C também mostra o início de crescimento de grãos austeníticos e tendência ao aparecimento de estrutura acicular, o que é ainda mais evidente na amostra aquecida até 1300°C.

Os valores de dureza e tamanho de grão obtidos por simulação térmica concordam com aqueles observados ao longo da ZAC (Figuras 48, 50, 51). Há uma correspondência bastante boa na microestrutura reproduzida pelos ciclos térmicos entre 730 e 1100°C.

Na simulação da ZAC grosseira (particularmente no ciclo de 1250°C Figura 52a) foram notadas as maiores diferenças: a ZAC real apresenta maior quantidade de ferrita pró-eutetóide e o tamanho de grão da austenita original da região superaquecida atinge o valor de ASTM 3 - 4, ou seja, ligeiramente inferior ao constatado pela simulação térmica (ASTM 2 - 3). Através do diagrama de ION e outros⁽³⁷⁾, estima-se um tamanho de grão austenítico de aproximadamente ASTM 3 - 4 para a ZAC grosseira resfriada sob $\Delta t_{800-500} = 39s$, o que concorda com o aqui observado. A discrepância do tamanho de grão da austenita original e a austenita obtida por simulação térmica pode ter relação com a diferença de largura da ZAC grosseira da soldagem, onde a estreita região impede o crescimento dos grãos. Tal fato também foi comentado por DOLBY⁽⁶⁰⁾ observando maior crescimento de grão na ZAC grosseira simulada, e relacionando outro fator secundário com a efetividade da medição da temperatura na simulação através dos termopares (resultando na medição de uma temperatura menor ã atingida no corpo de prova).

Diferenças entre a microestrutura da ZAC real e simulada provavelmente estejam também associadas ao ciclo de aquecimento e ao tempo de permanência acima de A3. De acordo com Bursteinas e Sivieri⁽⁴⁵⁾ melhores resultados foram obtidos na simulação quando o tempo de permanência a 1300°C foi de 3 segundos.

Outro fator relevante não avaliado nesse trabalho diz respeito a diferenças no ciclo termo-mecânico entre a ZAC real e simulada^(61, 62).

4.3 - Comentários Sobre Mecanismos de Endurecimento da ZAC

Com base na metodologia adotada por Aronson⁽⁵⁾ comenta-se os efeitos do ciclo térmico de soldagem sobre os mecanismos de endurecimento e, conseqüentemente sobre a variação do limite de escoamento ao longo da ZAC. A Tabela 11 permite comparar valores reais e estimados para essa propriedade, onde as diferenças são justificadas pela ausência do fator precipitação na equação [4].

Inicialmente chama-se a atenção para a precisão da estimativa para o aço normalizado, ou seja, quando o endurecimento por precipitação torna-se inoperante devido ao coalescimento dos precipitados no lento ciclo térmico a alta temperatura. Por outro lado, para o aço laminado por TTM, a discrepância da ordem de 100 MPa, coincide com a contribuição prevista para o precipitado finalmente disperso⁽⁷⁾.

Para os corpos de prova sujeitos a simulação de soldagem com energia normal e elevada, somente no caso dos ciclos de 950°C

as estimativas aproximam-se dos valores reais, o que sugere coalescimento parcial dos precipitados. O rápido ciclo de "normalização" da ZAC (Figura 25) produz intenso refino de grão, mantendo o limite de escoamento dessa região ainda acima do valor do aço laminado.

Material	Tamanho de grão	Perlita	Limite de escoamento		
	ASTM nº		%	Medido	Estimado
			MPa	MPa	MPa
Laminado	10	15,3	424	328	+96
Normalizado	11 - 12	15,5	361	376	-15
Simulado EN	-	-	-	-	-
T. pico $\Delta t_{800-500}$	-	-	-	-	-
1250°C - 39s	-	-	441	-	-
1100°C - 43s	-	-	408	-	-
950°C - 48s	12	15,4	439	393	+46
850°C - 52s	11	15,3	447	358	+89
730°C - 72s	10	15,0	424	328	+96
Simulado EA	-	-	-	-	-
1300°C - 79s	-	-	428	-	-
1100°C - 83s	-	-	404	-	-
950°C - 92s	12 - 13	15,6	428	415	+13
850°C - 96s	11	15,4	452	360	+92
730°C - 104s	10	15,2	472	344	+128

Tabela 11 - Tensão limite de escoamento real e estimada.

Para o ciclo de 950°C e $\Delta t_{800-500} = 92$ s apesar do tamanho de grão ferrítico ainda mais fino não há aumento de resistência pois o efeito de endurecimento por precipitação é perdido devido a superenvelhecimento. Também chama-se a atenção para a pre

cisão da estimativa, que difere apenas 3% do valor real.

Para a zona superaquecida da ZAC ($T > 1100^{\circ}\text{C}$) o aparecimento da morfologia não poligonal e a presença de subcontornos de grãos no constituinte bainítico impossibilitam o emprego da equação de Hall-Petch, devido à indefinição na medida do tamanho de grão.

A queda no limite de escoamento verificada para os ciclos de 1100°C explica-se pela dissolução dos carbonetos de nióbio (NbC) que deteriora simultaneamente os mecanismos de endurecimento por refino de grão e precipitação. Pela Figura 26 estima-se dissolução de 80 e 95% do precipitado de NbC, respectivamente para os ciclos térmicos simulando soldagem com energia normal ($\Delta t_{800-500} = 43 \text{ s}$) e energia alta ($\Delta t_{800-500} = 83 \text{ s}$). Comprovar o nível de precipitação em cada caso, bem como a aplicabilidade do diagrama da Figura 26 para o aço em estudo, exigiria o recurso de microscopia eletrônica de transmissão (MET). Para isso corpos de prova para MET foram extraídos do aço conforme laminado e submetidos aos diferentes tratamentos térmicos. Entretanto, a sua análise não pode ser concluída no âmbito desse trabalho.

Com respeito à simulação da ZAC grosseira, para o ciclo de 1250°C ocorre dissolução completa do NbC e crescimento acentuado de grãos austeníticos. Esse fato, somado a maior taxa de resfriamento dessa região da ZAC, conduz à decomposição da austenita em mais baixas temperaturas. Para a taxa de resfriamento utilizada ($\Delta t_{800-500} = 39 \text{ s}$) a microestrutura resultante é de natureza bainítica, possuindo resistência intrinsecamente mais elevada que a do metal base.

No caso de simulação da zona superaquecida grosseira da

ZAC da soldagem com energia alta, o aquecimento até 1300°C também provoca dissolução completa do NbC e crescimento acentuado dos grãos austeníticos. Em consequência da taxa de resfriamento ($\Delta t_{800-500} = 79 \text{ s}$) relativamente baixa, resulta em material com limite de escoamento apenas levemente superior ao do metal base.

Admite-se que não haja re-precipitação do NbC para essa taxa de resfriamento⁽⁶³⁾, e que para a resistência da microestrutura bainítica contribuem a presença de sub-grãos e o endurecimento por discordância devido à decomposição da austenita em mais baixas temperaturas⁽⁶⁾. A determinação experimental da densidade de discordâncias, bem como dos sub-grãos no constituinte bainítico exigiria aplicação da MET.

Nos corpos de prova sujeitos a simulação das regiões intercrítica e subcrítica da soldagem com energia normal e elevada observa-se diferença muito grande entre os valores medidos e estimados para a tensão de escoamento (Tabela 11). De acordo com o nosso critério de análise isso indica um endurecimento devido à precipitação do NbC muito efetivo. Tal fato parece indicar que o aço conforme laminado ainda contém Nb em solução sólida, cuja precipitação durante a simulação térmica explicaria o adicional acréscimo de resistência. Nota-se que o maior aumento foi experimentado (+128 MPa) no ciclo de 730°C na simulação da ZAC da soldagem com alta energia, justamente onde a taxa de resfriamento ($t_{800-500} = 104 \text{ s}$) é a mais lenta, ou seja, favorecendo a precipitação.

Finalmente são comentadas outras evidências de precipitação através da análise das curvas tensão - deformação que descrevem o comportamento à tração das amostras do metal base conforme laminado, normalizado e submetido a simulação térmica.

De acordo com Aronson⁽⁵⁾ a presença de precipitação se evidencia pelo aparecimento da elongação de Lüders nas curvas $\sigma \times \epsilon$. Como se verifica na Figura 54, apenas para os ciclos de 1100°C e 1250°C isso não é observado.

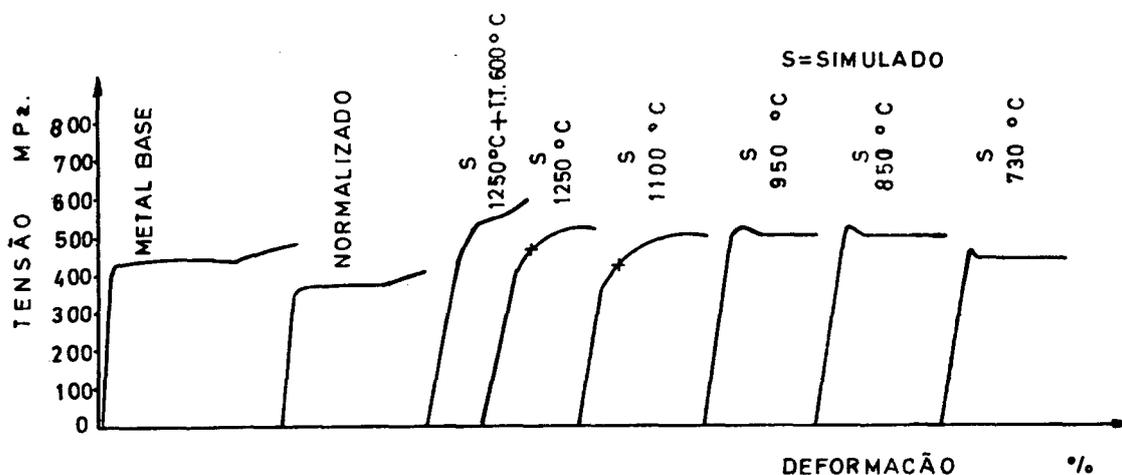


Figura 54 - Curvas tensão - deformação.

Aronson⁽⁵⁾ confirmou que tal fato austenitizando uma amostra a $\approx 1100^\circ\text{C}$ resfriando-a até $\approx 600^\circ\text{C}$ rapidamente controlando o tempo de permanência nesta temperatura. Limite de escoamento definido e elongação de Lüders só aparecem para tempos maiores que 3 min. Após 100 min. o material começa a superenvelhecer.

Em nosso caso, a presença de elongação de Lüders pode ser constatada em corpo de prova submetido a 1250°C , $\Delta t_{800-500} = 39$ s e em seguida superenvelhecido a 600°C durante 60 min. O fenômeno não é tão nítido como no metal base e nos corpos de prova que foram ciclados termicamente em baixas temperaturas ($T < 950^\circ\text{C}$).

V - CONCLUSÕES E SUGESTÕES

5.1 - Conclusões

O aço microligado ao nióbio processado por tratamento termo-mecânico possui alta resistência e tenacidade, pela otimização dos fatores refino de grão e precipitação, o que torna desnecessário qualquer tratamento térmico posterior.

A normalização desse tipo de aço é desaconselhável, pois acarreta em queda do seu limite de escoamento, associado ao coalescimento dos precipitados de NbC.

Na região da ZAC superaquecida até em torno de 1100°C a dissolução do carboneto de nióbio deteriora simultaneamente o endurecimento por refino de grão e precipitação. A queda no limite de escoamento (< 4,0%) é menos significativa que a resultante do tratamento de normalização.

Diferenças entre as propriedades mecânicas da ZAC e o metal base resulta de um efeito de alteração no tamanho de grão e endurecimento por precipitação, assim como a formação de estruturas constituídas de ferrita pró-eutetóide e bainíticas.

Finalmente, ensaios de tração em soldas arco-submerso demonstraram que, mesmo para lentas velocidades de resfriamento ($\Delta t_{800-500} \approx 100$ seg). o enfraquecimento localizado na estreita região da ZAC ($\approx 0,45$ mm) não compromete a integridade do conjunto.

5.2 - Sugestões

Os resultados e conclusões deste trabalho permitem que se proponha as seguintes atividades para continuar seu desenvolvimento:

1. Realizar ensaios de metalografia eletrônica de transmissão nos corpos de prova simulados já preparados.
2. Concluir a avaliação do comportamento das juntas soldadas com energia normal e elevada a cargas cíclicas (fadiga). A resistência a fadiga do metal base foi determinada no âmbito desse trabalho.
3. Ampliar o estudo para aços microligados, que após tratamento térmico de normalização mostram queda de resistência máxima (100 MPa).
4. Automatizar o equipamento de controle para realizar a simulação de ciclos térmicos; ampliar o uso para diferentes espessuras e diâmetros e otimizar o registro dos dados através de um conversor analógico-digital para facilitar o processamento posterior dos dados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. GRAY, J. M., The technology and application of columbium (niobium) in high strength low alloy steels. Trabalho apresentado ao Joint CBMM - Meeting- ABM - RJ. Brasil, março, 1974.
2. KEOWN, S. R., Niobium as a microalloying element in steel. 3º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - COPPE - RJ. Brasil, Dezembro, 1978.
3. BONFIN, J. M. e outros, Chapas grossas de aço microligado ao nióbio de alta resistência para a Indústria Naval. Anais I Encontro de Tecnologia e Utilização dos Aços Nacionais - RJ. Brasil, outubro, 1982.
4. LESLEY, P. R., Laminação dos aços - tópicos avançados ABM - SP. São Paulo, Janeiro, 1984.
5. ARONSON, A. H., Welding Research Supplement. April, 1966. pp. 266 - 271.
6. CARVALHO, M., Influência do nióbio nas propriedades mecânicas e microestruturais da zona fundida e afetada pelo calor, de juntas de aço soldado por eletrogás. Tese de Mestrado - UFRJ, Março, 1978.

7. PICKERING, F. B., Physical metallurgy and the design of steel. London, 1978.
8. VALERIANA, A. de S., Metalurgia geral. Vol. III. Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Lisboa, 1981.
9. HONEYCOMBE, R. W. K., Steels microstructure and properties- Metallurgy and materials science series. London, 1981.
10. BAUMGARDT, H; BOER, H de; HEISTERKAMP, F., Review of microalloyed structural plate metallurgy, alloying, rolling and heat treatment. Niobium - Proceedings of the International Symposium, 1981. Edited by Harry Stuart.
11. IRVINE, K. J. and PICKERING, F. B., Low carbon steels with ferrite - perlite structures. Journal of Iron and Steels Institute. Vol. 201, pp. 944 - 959. November, 1963.
12. REED-HILL, R. E., Physical metallurgy principles copyright , 1973. 2ª edição, Ed. Guanabara Dois.
13. MEYERS, M. A., Princípios de metalurgia mecânica. São Paulo , 1982. Editora Edgard Blücher Ltda.
14. GLADMAN, T., Conferência "Microalloying 75".
15. MORRINSON, W. B. and WOODHEAD, J. H., The influence of small niobium additions on the mechanical properties of commercial mild steels. Journal of Iron and Steel Institute. Vol. 201, pp. 43 - 46. Jan., 1963.
16. STRASSBURGER, C., Entwicklungen zur Fertigungssteigerung der Stähle. Verlag Stahleisen. Düsseldorf, 1976.

17. IRVINE, K. J. and PICKERING, F. B., Grain-refined C - Mn steels. Journal of Iron and Steel Institute. Vol 205. pp. 161 - 182. Feb., 1967.
18. MORRINSON, W. B., The influence of small niobium additions on the properties of carbon - manganese steels. Journal of Iron and Steel Institute. Vol. 201. pp. 317 - 325. April, 1963.
19. KULA, E. B. and AZRIN, M., "Advances in deformation processing". Proc: 21st Sagamore Army Materials Research Conference. N. York, Cap 8, 1978.
20. Relatório de Estudo das Propriedades Mecânicas de Aços Microalloyados ao Nióbio. Centro de Testes - GMQ.- COSIPA, 1984.
21. NATAL, Y. D., Soldabilidade de aços de alta resistência baixa liga. Programa de Cursos Modulares em Tecnologia de Soldagem - ABS. São Paulo, 1986.
22. BORDIGNON, P. J., Welding high yield steels. Tese de mestrado - Universidade de Sheffield. England, 1975.
23. WATANABE, I.; KATAKAMI, K.; Saikin no sentaiyô kôchooryoru - koo no shiyô nitsuite no dôko. Título português: Novos processos de laminação controlada combinada com resfriamento controlado. Nippon zôsen gakkaiishi. Japão, julho, 1983.
24. MEYER, L.; HEISTERKAMP, F. and MUESCHENBORN, W. N.; Columbium, titanium and vanadium in normalized thermo - mechanically treated and cold - rolled steels. Proceeding of Symposium "Microalloying 75. Washington, D. C.
25. TANAKA, T., International metals reviews Nº 4. pp 185. 1981.

26. KUBOTA, H., Nippon Kokan Tech. Report. pp. 23. Dez., 1971.
27. GLADMAN, T; DULIN, D. & MAC IVOR, J. D., Structure properties relationships in high-strength microalloyed steels. Proceeding Symposium "Microalloying 75". Washington D. C.. Agr., 1975.
28. SIMAON, M. P., Efeito do processo termomecânico controlado (TM CP) sobre as propriedades dos aços BLAR. Transactions ISIJ pp. 54 - 61. Janeiro, 1983.
29. CRAILE, R. L. and LATHAM, D. J., Thermomechanical treatments of medium and high-strength low-alloy steels. Metal Engineering Quarterly American Society for Metals. Detroit, 1968.
30. ROSENTHAL, D., Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. Welding Research Supplement. Vol IV, N° 5. Maio, 1941.
31. ADAMS, C. M., Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. Welding Research Supplement. pp. 210 - 215. Maio, 1958.
32. STAHL - EISEN - WERKSTOFFBLATT 088 - Beiblatt 1. Outubro, 1976.
33. IIW, Abaco do IRSID publicado pelo Instituto Internacional de Soldagem. 1982.
34. ASHBY, M. F. and EASTERLING, K. E., A first report on diagrams for grain growth in welds. Acta metall. Vol. 30. pp. 1969 to 1978, 1982. Printed in Great Britain. June, 1982.
35. SEYFFARTH, P. and KASSATKIN, O. G., Calculation of structural transformations in the welding process. DOC IX - 1228 - 82 IIW.

36. VAN VLACK, L. H., Princípios de ciências e tecnologia dos materiais. 4^a ed., 1984. Editora Campus Ltda.
37. ION, J. C.; EASTERLING, K. E.; ASHBY, M. F., A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in welds. Technical Reporter, 1984 - 46 T. England.
38. GUGLIELMI, O. J. B., Soldagem e soldabilidade de aços BLAR. Tese mestrado - USP. São Paulo, 1983.
39. Cia. Brasileira de Metais e Mineração - CBMM. Heat affected zone toughness a Viewpoint on the role of microalloying elements. Düsseldorf - CBMM - European, 1980.
40. HEISTERKAMP, F.; ESTUARD, H., Niobium, its place in the modern steel industry - CBMM.
41. DOLBY, R. E., The HAZ toughness of eletroslag welds, 1974.
42. LEVINE, E. and HILL, D. C., Structure - properties relationship in low Carbon weld metal -. Metallurgical transaction A, '8A. pp. 1453 - 1463. Sept., 1977.
43. MAGNUSSOM, E. J., A influência da qualidade do aço na qualidade da escolha do eletrodo ESAB, jun., 1973.
44. BAU GARDT, H.; STROBBURGER, C., Improved toughness properties in the heat-affected zone of welded joints made from fine-grained structural steels. Steels research 56(12). pp. 645-650.
45. BURSTEINAS, O.; SIVIERI, O. A., Soldabilidade de aços estruturais - Controle de estruturas na zona afetada pelo calor. VIII Encontro Nacional sobre Tecnologia de Soldagem. Anais novembro, 1982, RJ.

46. Relatório Laboratório de Análise Química - GMQ. COSIPA, maio, 1986
47. MENEZES, R. A.; BASTIANI, F. L., Metalografia quantitativa aplicada ao controle de inclusões não metálicas em aço. Metalurgia Vol. 30, N° 197. Abril, 1974.
48. A. W. S., Classificação de consumíveis para soldagem ao arco. Apostila cursos de soldagem. LABSOLDA/UFSC.
49. QUITES, A. M.; DUTRA, J. C., Tecnologia de soldagem ao arco voltaico. Edeme. Florianópolis, 1979.
50. SCOTTI, A., Soldabilidade de aço ao nióbio a arco submerso em alta velocidade com consumíveis nacionais. Tese mestrado - UFSC. Florianópolis, 1982.
51. Manual Lincoln do Equipamento de Soldagem Arco-Submerso.
52. Welding Handbook A. W. S. Vol. 2. pp. 211.
53. OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C., Engenharia de soldagem e aplicações L. T. C. Rio de Janeiro, 1982.
54. Catálogo de produtos ESAB, 1984.
55. Catálogo de produtos BAMBOZZI S. A., 1979.
56. Relatório de Projeto: "Influência dos parâmetros de soldagem sobre as propriedades mecânicas da solda de aço microligado ao nióbio pelo processo de arco submerso, após aquecimento rápido a alta temperatura. Executante: LABSOLDA/UFSC. Fpolis., 1983 - 1984.
57. Relatório técnico do laboratório de ensaios radiográficos. COSIPA.
58. SIGNES, E. G.; BAKES, J. C., Process modifications to improve HAZ toughness in high deposition arc welds. Welding : Research supplement / 57 s. March, 1981.

59. SOUZA, S. A. de, Ensaio mecânicos de materiais metálicos.
5.^a edição. São Paulo, 1982.
60. DOLBY, R. E., Weld thermal simulator for research and problem solving. The welding Institute, 1972.
61. PALMA, J. A.; TIMERMAM, R., Ciencia y técnica de la soldadura-
Tomo I. Argentina, 1983.
62. STERENGOBEN, V. G. and NOVIKOVA, D. P., The effects of temporary welding stresses on the nature of the austenite transformation and the resistance to cold cracking of heat affected zones in 30 Kh 6S NA steel. Art. Suarka N^o 7. pp. 8 - 12.
1981.
63. KIRKWOOD, P. R., Welding of niobium containing - microalloyed steels. International conference "Niobium 81". San Francisco, november, 1981.