

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais -
PPGEM

**CARACTERIZAÇÃO DA RESISTÊNCIA À DEFORMAÇÃO A QUENTE DO AÇO
BAIXO CARBONO MICROLIGADO AO VANÁDIO**

EMERSON FERNANDES DA CUNHA

Dissertação para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia

Porto Alegre

2009

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais -
PPGEM

**CARACTERIZAÇÃO DA RESISTÊNCIA À DEFORMAÇÃO A QUENTE DO
AÇO BAIXO CARBONO MICROLIGADO AO VANÁDIO**

EMERSON FERNANDES DA CUNHA

Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia.

Porto Alegre

2009

II

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção de título de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia e aprovada em sua forma final pelo orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Prof. Dr. Afonso Reguly

Dr. Wagner Viana Bielefeldt

Dr. Fabiano Dornelles Ramos

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coordenador do PPGEM

Dedico este trabalho à minha família e a meu pai,
Reni Fernandes da Cunha (*in memoriam*).

AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Aos Professores Dr. Alexandre da Silva Rocha e Dr. Afonso Reguly pela orientação e material técnico para consulta.

Aos colegas do Grupo Gerdau, Fabio Domingos Pannoni e José Herbert Dolabela da Silveira por todo material técnico disponibilizado para consulta.

À Gerdau Aços Especiais Piratini por ter disponibilizado seus laboratórios para tornar possível às análises necessárias deste estudo.

Ao colega Marcos Vinicius Garcia Neves, pela execução dos testes simulados na Gleeble™ 3500.

Aos colegas do Desenvolvimento da Qualidade – DQ, pelas valiosas observações e sugestões.

À Gerdau Riograndense, empresa onde desempenho minhas funções profissionais, a qual acredita e apóia este trabalho.

RESUMO

TÍTULO: “CARACTERIZAÇÃO DA RESISTÊNCIA À DEFORMAÇÃO A QUENTE DO AÇO BAIXO CARBONO MICROLIGADO AO VANÁDIO”

Este trabalho, realizado em cooperação com a Gerdau Riograndense, tem por finalidade avaliar o comportamento do aço GG1013-M, um aço baixo teor de carbono microligado com vanádio e manganês, na laminação a quente no que tange a sua resistência à deformação, possibilitando assim a tomada de decisão em relação a modificações no processo.

Foram realizados testes em simulador termomecânico Gleeble™ para determinação das temperaturas a serem usadas no teste prático no laminador, onde testou-se lotes que cobrissem toda a amplitude da faixa de composição química da qualidade do aço em estudo.

No teste prático no laminador, foram retiradas amostras para os ensaios mecânicos, onde identificou-se, por intermédio do tratamento de dados em software estatístico, a influência da variação dentro da faixa da composição química sobre os limites de escoamento e resistência.

Como resultado, conseguiu-se determinar a faixa de temperatura mais provável, onde a resistência a deformação a quente é menor, minimizando ou eliminando as conseqüências da redução de ductilidade a quente por conta do endurecimento da matriz por precipitação dos elementos de liga em forma de compostos.

Palavras-chave: Resistência a quente, Ductilidade, Aço microligado ao vanádio e manganês.

ABSTRACT

TITLE: "CARACTERIZATION OF THE HOT DEFORMATION RESISTANCE OF A LOW CARBON STEEL MICROALLOYED WITH VANADIUM"

This work was conducted in cooperation with Gerdau Riograndense aiming at the evaluation of the hot rolling behavior of a low carbon steel microalloyed with manganese and vanadium (internally GG1013-M steel). The deformation resistance was evaluated, allowing for the decision in relation to changes in the process.

A thermomechanical simulator GleebleTM was used to determine the temperatures to be used in practical tests in the rolling mill, where it was tested different material batches covering the large range of chemical compositions for this kind of steel.

Mechanical tests were performed on samples taken from the practical tests in the rolling mill. From this tests the influence of chemical composition variation on the yield strength and maximum stress was studied.

As a result, we were able to determine the most likely range of temperatures for a minimization of hot strength, therefore also minimizing or eliminating the consequences of the reduction in the hot ductility due precipitation hardening of the matrix.

Key words: Hot strength, Ductility, Low carbon steel, microalloying, Vanadium, Manganese.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	X
LISTA DE TABELAS.....	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XV
1	INTRODUÇÃO..... 17
2	REVISÃO DE LITERATURA..... 19
2.1	Solubilização..... 19
2.1.1	Produto de Solubilidade..... 19
2.1.2	Aplicando o Produto de Solubilidade.....21
2.1.3	Nitreto de Vanádio.....25
2.1.4	Carboneto de Vanádio.....28
2.2	Precipitação..... 31
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL..... 36
3.1	Simulação física de processo..... 36
3.1.1	Material..... 36
3.1.2	Equipamento..... 36
3.1.3	Ensaio..... 37
3.1.3.1	Ensaio de ductilidade a quente - Tração..... 37
3.1.3.2	Ensaio SICOTEST - Compressão..... 39
3.1.3.3	Determinação das temperaturas de transformação de fase..... 42
3.1.3.3.1	Corpo-de-prova..... 42
3.1.3.3.2	Procedimento do Ensaio..... 42

3.1.3.3.3	Programação dos Ensaios.....	44
3.2	Teste no Laminador.....	46
3.2.1	Método.....	46
3.2.2	Materiais.....	47
3.2.3	Ensaios.....	48
3.3	Simulação de temperaturas em laboratório.....	50
3.3.1	Método.....	50
3.3.2	Materiais.....	51
3.3.3	Ensaios.....	52
3.4	Resultados.....	57
3.4.1	Curvas Tensão em função da Deformação a Quente.....	57
3.4.2	Tensão Máxima e Redução de Área - Função da Temperatura.....	58
3.4.3	Alongamento em Função da Temperatura.....	58
3.4.4	Suscetibilidade a Trincas Superficiais.....	59
3.4.5	Temperaturas AC1 e AC3.....	60
3.5	Discussão sobre os Resultados Experimentais.....	60
3.6	Discussão sobre os Resultados Práticos.....	61
3.7	Discussão sobre os Resultados da Simulação em Laboratório.....	62
4	CONCLUSÕES.....	63
5	SUGESTÃO DE TRABALHOS POSTERIORES.....	65
6	BIBLIOGRAFIA.....	66

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Diagrama de solubilidade mostrando um campo de fase simples da austenita e outro campo de duas fases para a austenita e carboneto ou nitreto, <i>MX</i> [GLADMAN 1997].	22
Figura 2.2: Diagrama de solubilidade mostrando a razão estequiométrica entre o vanádio e o nitrogênio [GLADMAN 1997].	22
Figura 2.3: Avaliação do produto de solubilidade do nitreto de vanádio em função da dependência da temperatura [GLADMAN 1997].	26
Figura 2.4: Limites da mútua solubilidade do vanádio e nitrogênio a várias temperaturas no range de austenita para um aço com 1,0% Mn [GLADMAN 1997].	28
Figura 2.5: Avaliação da dependência da temperatura no produto de solubilidade para o carboneto de vanádio (VC e V_4C_3) na austenita e ferrita [GLADMAN 1997].	30
Figura 2.6: Limite da solubilidade mutual do vanádio e carbono na austenita. Os produtos de solubilidade foram baseados em ambos VC (— Narita) ou V_4C_3 (— Bungardt) [GLADMAN 1997].	31
Figura 2.7: Precipitados de carboneto de vanádio obtidos pelo resfriamento brusco de um aço Fe-0,75%, V-0,15%, C-0,10%, de 1150°C para 725°C e então um envelhecimento da amostra nesta temperatura por 5 minutos [REED 1994].	32
Figura 2.8: Solubilidade de carbonetos e nitretos na austenita [LOURENÇO 2001].	33
Figura 2.9: Solubilidade de carbonetos de na ferrita [LOURENÇO 2001].	34
Figura 2.10: Potencial de precipitação para elementos microligantes [LOURENÇO 2001].	35

Figura 3.1: Simulador Termomecânico Gleeble 3500.	37
Figura 3.2: Corpo-de-prova utilizado no ensaio.	37
Figura 3.3: Esquema da montagem para ensaio de tração.	38
Figura 3.4: Sensor de deslocamento da amostra (LGage).	38
Figura 3.5: Representação do ciclo realizado no teste.	39
Figura 3.6: Corpo-de-prova utilizado no ensaio SICO.	40
Figura 3.7: Esquema da montagem para o SICOTEST.	40
Figura 3.8: Sensor de deslocamento da amostra (CGage).	41
Figura 3.9: Representação do ciclo realizado no SICOTEST.	41
Figura 3.10: Amostra deformada no momento do ensaio.	42
Figura 3.11: Corpo-de-prova utilizado no ensaio.	42
Figura 3.12: Esquema da montagem para ensaio de tração.	43
Figura 3.13: Dilatômetro.	43
Figura 3.14: Representação dos ciclos realizados nos testes para determinação das temperaturas AC1 e AC3.	44
Figura 3.15: Método da derivada para determinação de temperaturas de transformação.	45
Figura 3.16: Método da tangente para determinação de temperaturas de transformação.	45
Figura 3.17: Croqui do laminador 1 – Fluxo da laminação.	46
Figura 3.18: Esboroamento das pontas medindo de 20mm a 35mm – (cabeça do FM). Análise visual da condição atual.	47
Figura 3.19: Histograma dos resultados de limite de escoamento das amostras de fio máquina tracionadas.	48

Figura 3.20: Histograma dos resultados de limite de resistência das amostras de fio máquina tracionadas.	49
Figura 3.21: Histograma dos resultados de alongamento das amostras de fio máquina tracionadas.	49
Figura 3.22: Análise visual sobre o esboroamento das pontas das amostras – (cabeça do FM).	50
Figura 3.23: Esquema do ciclo de aquecimento usado na simulação das temperaturas de laminação.....	51
Figura 3.24: Equipamentos usados na simulação das temperaturas de laminação	52
Figura 3.25: 1ª Etapa (faixa de composição química) - LE e LR para os lotes X temperaturas usadas na simulação das temperaturas de laminação	53
Figura 3.26: Microestruturas do fio máquina resfriado de 850°C e 1000°C – lote 1	54
Figura 3.27: Microestruturas do fio máquina resfriado de 850°C e 1000°C – lote 2	54
Figura 3.28: 2ª Etapa (presença do vanádio) - Limites de escoamento e resistência para os lotes testados nas temperaturas de interesse.....	55
Figura 3.29: Microestruturas do fio máquina, 1013-A e 1013-M, resfriado ao ar de 850°C.....	56
Figura 3.30: Microestruturas do fio máquina, 1013-A e 1013-M, resfriado ao ar de 1000°C.....	56
Figura 3.31: Curvas tensão vs. deformação a quente.	57

Figura 3.32:Curvas tensão máxima e redução de área em função da temperatura.58

Figura 3.33:Curva de alongamento (%) em função da temperatura.59

LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1: Relações de solubilidade para o nitreto de vanádio na austenita.	27
Tabela 2.2: Produto de solubilidade para o nitreto de vanádio em várias temperaturas na austenita e em diferentes teores de manganês.	27
Tabela 2.3: Relações de solubilidade para o carboneto de vanádio na austenita e na ferrita.	29
Tabela 2.4: Produto de solubilidade para o carboneto de vanádio nas fases austenita e ferrita.	30
Tabela 3.1: Composição química da amostra estudada.	36
Tabela 3.2 : Temperaturas nas zonas do forno de reaquecimento e ao longo do laminador.	46
Tabela 3.3 : Comprimento dos despontes no laminador.	47
Tabela 3.4 : Composição química dos lotes testados no laminador.	47
Tabela 3.5 : Composição química dos lotes usados na simulação das temperaturas de laminação.	51
Tabela 3.6 : Avaliação das amostras conforme temperatura.	59
Tabela 3.7 : Temperaturas determinadas para AC1 e AC3.	60

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

G10 – gaiola de laminação 10

Gleeble™3500 – simulador termomecânico

$a_{[V]}$ – atividade do vanádio

$a_{[N]}$ – atividade do nitrogênio

$a_{(VN)}$ – atividade do nitreto de vanádio

K_s - produto de solubilidade

Q – calor de dissolução

R – constante dos gases

T – temperatura

C – constante genérica

MX – variável que representa um composto

P – variável para composição específica de uma liga

α – fase ferrita

γ – fase austenita

VN – nitreto de vanádio

VC – carboneto de vanádio

V_4C_3 – carboneto de vanádio

V_T – vanádio total

N_T – nitrogênio total

V_{VN} – vanádio no composto

N_{VN} – nitrogênio no composto

LGage – transdutor de deslocamento longitudinal

CGAGE – transdutor de deslocamento transversal

SICO – Strain-induced crack opening test

CCT – Continuous cooling transformation

AC1 – ponto (temperatura) de início da transformação ferrítica-austenítica

AC3 – ponto (temperatura) de término da transformação ferrítica-austenítica

BM – bloco Morgan

S0 – tesoura após o desbaste

S1 – tesoura na entrada do BM

LE – limite de escoamento

LR – limite de resistência

ALNG – alongamento

FM – fio máquina

1 INTRODUÇÃO

O Grupo Gerdau, em sua unidade industrial Riograndense, produz fio máquina de baixo teor de carbono para diversas aplicações, dentre as qualidades produzidas está o fio máquina 6,0mm, GG 1013-M (aço com 0,13%C, 1,20%Mn, 0,030%V e ~0,008%N), que por sua vez é utilizado na laminação a frio para a fabricação do fio de aço para construção civil, classe CA60, bitola 4,2mm.

Como no laminador 1 (laminação a quente de produtos em rolos) não há recurso para o controle da taxa de resfriamento, faz-se necessário a adição de vanádio como elemento microligante para evitar o crescimento demasiado de grão e para que o produto final atinja os requisitos mínimos necessários para aprovação segundo a norma técnica NBR7480 [Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado - Especificação 2007].

O laminador tem enfrentado dificuldades na laminação desta bitola de fio máquina, nesta qualidade de aço, o número de trancamentos que ocorrem no bloco laminador, principalmente na entrada da gaiola 10 (G10), são demasiados e provocam perda de produtividade por inúmeras paradas no processo. A ponta da barra sofre um esboroamento e por conseqüência disto pedaços se desprendem nas guias e fazem uma obstrução a passagem da barra.

Já tem-se conhecimento acerca da influência do vanádio na resistência a deformação a quente, seu efeito endurecedor no campo austenítico é praticamente insignificante mas considerável na região intercrítica. O vanádio é principalmente conhecido pelo seu potencial de endurecimento por precipitação, por isso é de suma importância conhecer o mecanismo da precipitação neste aço durante seu processamento.

Este trabalho tem por objetivo avaliar o efeito da temperatura de laminação sobre a formação de compostos que venham a provocar o aumento da resistência a deformação a quente do aço, provocando trincas ou mesmo o esboroamento da “cabeça” da barra podendo assim provocar o trancamento de barras pela desagregação de material.

A fim de validar as observações aqui descritas e determinar a faixa de temperatura mais indicada à laminação deste aço microligado, com a menor resistência à deformação possível, testes simulados e práticos foram realizados

respectivamente na Gleeble™3500, no bloco laminador (Laminação 1) e nos laboratórios da Gerdau Riograndense.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Solubilização

Para entender melhor a influência do vanádio na resistência a deformação a quente, torna-se necessário conhecer, primeiramente, o processo de solubilização.

A solubilização consiste em aquecer o aço até sua temperatura de austenitização mantendo-o nesta temperatura durante um determinado tempo capaz de propiciar no processo a dissolução de precipitados existentes.

Durante o processo de reaquecimento na laminação de um aço microligado, os elementos microligantes estão inicialmente sob a forma de carbonetos, nitretos ou carbonitretos distribuídos na matriz austenítica e estes, enquanto presentes, inibem o crescimento dos grãos austeníticos. À medida que a temperatura é aumentada, estes precipitados passam a dissolver-se gradualmente, podendo esta dissolução ser parcial ou total [LOURENÇO 2001].

Observando a cinética da laminação a quente de um aço microligado, de um modo geral, quanto mais elevada a temperatura de reaquecimento, maior será a quantidade de elementos de microliga solubilizados, e maior será seu efeito no sentido de restringir a recristalização da austenita [GORNI 1994].

A recristalização entre passes de laminação pode ser inibida ou mesmo suprimida pela presença de elementos microligantes, tais como vanádio e nióbio, dificultando a recuperação dinâmica em temperaturas menores que a temperatura de não recristalização T_{nr} ou $T_{95\%}$, que é a temperatura onde 95% da austenita recristaliza antes de ser interrompida pelo início da precipitação de carbonetos [LOURENÇO 2001].

2.1.1 Produto de solubilidade

O produto de solubilidade relaciona-se com a estabilidade do composto formado, quanto mais estável ou insolúvel o composto, menor o valor para o produto de solubilidade. É a análise quantitativa do equilíbrio de solubilidade, ou seja, das quantidades que se dissolvem em determinadas condições. É ainda a relação de

equilíbrio entre o produto das atividades do elemento de microliga e um intersticial dissolvidos na austenita, dividido pela atividade do constituinte formado. O produto de solubilidade apresenta dependência da temperatura.

Para conceituar produto de solubilidade, usar-se-a o nitreto de vanádio.

Tomando então por exemplo, a reação entre o vanádio e o nitrogênio, respectivamente, elemento de microliga e intersticial, ambos sendo dissolvidos na austenita e aquecidos a uma dada temperatura, T, para formar um composto, neste caso nitreto de vanádio.



onde $[V]$ e $[N]$ representam as respectivas concentrações dissolvidas na austenita e (VN) que representa o constituinte.

Sendo assim podemos escrever a constante de equilíbrio em termos das atividades:

$$K_s = \frac{a_{[V]} \cdot a_{[N]}}{a_{(VN)}} \quad (2.2)$$

onde $a_{[V]}$ e $a_{[N]}$ são as atividades da microliga e do intersticial dissolvidos e $a_{(VN)}$ é a atividade da fase constituinte.

De uma maneira simplificada, podemos assumir que a atividade para o VN é igual a unidade, como sendo um composto puro, e a constante de equilíbrio então pode ser escrita como:

$$K_s = [V] \cdot [N] \quad (2.3)$$

Falando rigorosamente, $[V]$ e $[N]$ devem ser frações molares, mas, particularmente em baixas concentrações, o uso destes elementos expressos em termos de porcentagens de peso meramente altera o valor de K_s ; isto é pouco significativo, contanto que seja entendido que o valor de K_s foi definido deste modo [GLADMAN 1997].

Para compostos com diferentes proporções atômicas, por exemplo V_4C_3 , o produto de solubilidade pode ser definido como:

$$K_s = \frac{[V]^4 \cdot [C]^3}{a_{(V_4C_3)}} \quad (2.4a)$$

$$K_s = \frac{[V]^{4/3} \cdot [C]}{a_{(V_4C_3)}^{1/3}} \quad (2.4b)$$

E a dependência do produto de solubilidade em função da temperatura é expressa por uma relação de Arrhenius.

$$\ln K_s = \frac{Q}{R \cdot T} + C \quad (2.5)$$

onde Q é o calor de dissolução e R é a constante dos gases.

2.1.2 Aplicando a informação do produto de solubilidade

De posse da solubilidade de um dado composto na austenita, em um sistema ternário Fe-M-X, por exemplo, pode-se construir a fronteira entre a austenita em fase simples e a austenita mais o constituinte (MX) a uma dada temperatura, como mostrado na Figura 2.1. Para cada isoterma considerada, o produto entre o elemento $[M]$ e o intersticial $[X]$ é igual ao produto de solubilidade em uma especificada temperatura e a mudança desta fronteira com a temperatura reflete o tipo de relação de Arrhenius descrito na Equação (2.5).

Observando a Figura 2.1, qualquer composição de liga situada abaixo ou a esquerda da curva a dada temperatura, existirá (em equilíbrio) com a austenita em fase simples e se situada acima ou a direita da curva a dada temperatura, esta existirá como uma liga de duas fases, austenita mais o composto MX .

Considerando agora uma liga de composição específica, P , a uma dada temperatura, Figura 2.2 Isto claramente situado no domínio das duas fases.

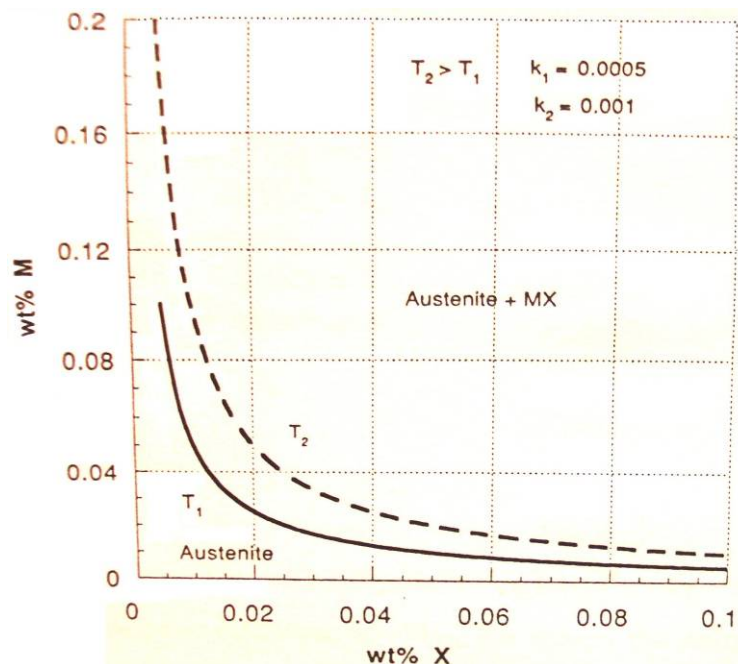


Figura 2.1 – Diagrama de solubilidade mostrando um campo de fase simples da austenita e outro campo de duas fases para a austenita e carboneto ou nitreto, MX . A fronteira entre as fases dos campos é dada por uma equação como a Equação (2.3) e a dependência da temperatura é obtida de uma equação como a Equação (2.5) [GLADMAN 1997].

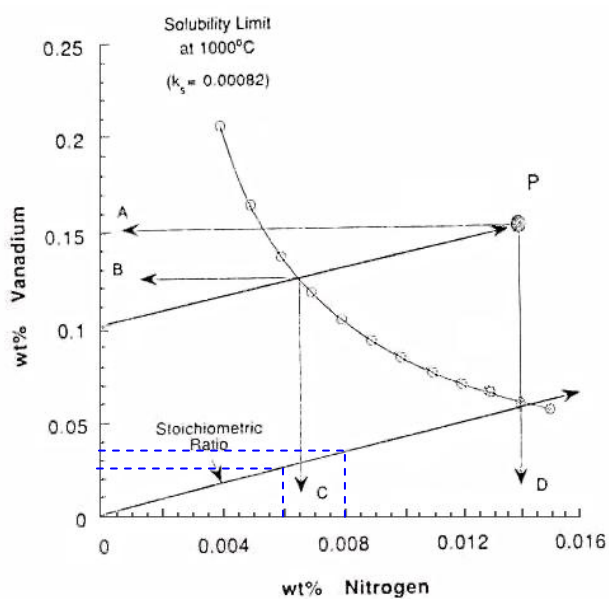
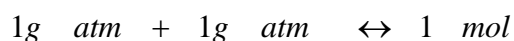
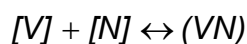


Figura 2.2 – Diagrama de solubilidade mostrando a razão estequiométrica entre o vanádio e o nitrogênio, [GLADMAN 1997]. A linha pontilhada indica a faixa de composição química do aço GG-1013-M em relação ao percentual de vanádio e o percentual correspondente de nitrogênio para obter-se a relação estequiométrica.

Para poder-se avaliar a quantidade da segunda fase, MX, e a concentração do soluto, é necessário considerar a natureza da segunda fase. Os componentes do composto reagem juntos em proporção as suas massas atômicas.

Tomando o vanádio como exemplo, o qual é empregado no aço GG 1013-M (qualidade interna) alvo deste estudo.



A reação entre o vanádio e o nitrogênio para formar o nitreto de vanádio sempre ocorrerá na proporção 51 para 14 em termos das respectivas massas atômicas.

Neste exemplo, a composição da liga *P* é indicada pelos pontos *A* e *D*, 0,15% V e 0,014% N. A proporção estequiométrica (proporção relativa da massa atômica que reage) para a liga de duas fases, *P*, é mostrada como uma linha que passa pela liga, Figura 2.2.

Na temperatura adotada para a liga, 1000°C, o nitreto de vanádio é estável e a composição da matriz austenítica se situará ao longo da linha estequiométrica, passando pela composição da liga *P*. O ponto de equilíbrio é alcançado quando a composição da matriz estiver sobre a intersecção entre a linha estequiométrica e o limite de solubilidade. Para o exemplo tem-se que a composição da matriz austenítica é dada pelos pontos *A* e *D*, 0,15%V e 0,014%N. Do conceito da estequiometria segue que, para o nitreto de vanádio ter-se-a [GLADMAN 1997] :

$$\frac{(A - B)}{(D - C)} = 51 : 14$$

Então há um número de considerações e ou relações que podem ser escritas.

$$[V] + V_{VN} = V_T \quad (2.6)$$

$$[N] + N_{VN} = N_T \quad (2.7)$$

$$[V] \cdot [N] = Ks \quad (2.8)$$

$$\frac{V_{VN} \cdot a_N}{a_V} = N_{VN} \quad (2.9)$$

$$(VN) = V_{VN} \left(\frac{a_V + a_N}{a_V} \right) \quad (2.10)$$

$$(VN) = N_{VN} \left(\frac{a_V + a_N}{a_N} \right) \quad (2.11)$$

Das equações (2.6) a (2.9):

$$Ks = [N] \cdot [V]$$

$$Ks = (V_T - V_{VN})(N_T - N_{VN})$$

$$Ks = (V_T - V_{VN}) \left(N_T - \frac{V_{VN} \cdot a_N}{a_V} \right) \quad (2.12)$$

Ou ainda,

$$\frac{a_N (V_{VN})^2}{a_V} - \left(N_T + \frac{V_T \cdot a_N}{a_V} \right) (V_{VN}) + (V_T \cdot N_T - Ks) = 0 \quad (2.13)$$

Esta é uma equação quadrática simples para o V_{VN} , para o qual a solução é dada por:

$$V_{VN} = a_V \left[\left(N_T + \frac{V_T \cdot a_N}{a_V} \right) - \frac{\left(\left(N_T + \frac{V_T \cdot a_N}{a_V} \right)^2 - 4a_N (V_T \cdot N_T - Ks) \right)^{1/2}}{2a_N} \right] \quad (2.14)$$

O montante de vanádio no VN pode ser obtido pela composição química do aço e do Ks por meio da Equação (2.14).

O percentual em peso do VN pode ser obtido pela simples substituição do V_{VN} na equação (2.10).

Nas equações (2.6) a (2.14), dadas quaisquer duas variáveis A , B , C ou D da Figura 2.2 e o dado de solubilidade, o estado metalúrgico pode ser definido em termos de quantidade de precipitados de VN e composição da matriz, dado que $V_T \cdot N_T > K_s$, sendo a composição do aço situada na região de duas fases. Assim os teores de vanádio e nitrogênio disponíveis para a formação de uma fina interfase precipitada durante o resfriamento poderão ser calculados [GLADMAN 1997].

A inibição do crescimento de grão dá-se pela quantidade de VN a qual não está dissolvida em uma dada temperatura.

Pode-se dizer que a quantidade desta fina interfase de precipitados que pode ser formada no resfriamento, será limitada por um ou por outro dos dois solutos em todo o aço, exceto se tiverem absoluta razão estequiométrica.

Por exemplo, na Figura 2.2, a liga P tem um excesso substancial de vanádio, de modo que o grau de precipitação de VN durante o resfriamento será limitado pelo nitrogênio dissolvido. Neste caso particular, o nitrogênio é sub-estequiométrico com respeito ao vanádio. No entanto, se o teor de vanádio da liga P viesse a ser mudado, de modo que o vanádio tornasse-se sub-estequiométrico com respeito ao nitrogênio, então o teor de vanádio é que limitaria o grau da fina interfase de precipitados.

Os argumentos acima servem, estritamente, para a liga ternária Fe-V-N, pois devemos considerar a presença do carbono nos aços, sendo assim a fina interfase de precipitados seria aumentada pela formação de carbonitreto de vanádio nas ligas onde o teor de vanádio exceda a requerida proporção estequiométrica com o nitrogênio. Em outras palavras, ter-se-a vanádio disponível para combinar-se também com o carbono, no entanto, em aços de baixo teor de carbono o carbonitreto conteria tão pouco carbono que o exemplo usado, VN não dissolvido, pode ser considerado uma aproximação bem razoável.

2.1.3 Nitreto de Vanádio

A solubilidade do VN tem sido avaliada a partir dos dados termodinâmicos para a reação entre o vanádio e o nitrogênio juntos com a termodinâmica do nitrogênio e vanádio dissolvidos no ferro.

Dados para a solubilidade do VN na austenita são apresentados na Tabela 2.1, e as várias relações de solubilidade são mostradas graficamente na Figura 2.3.

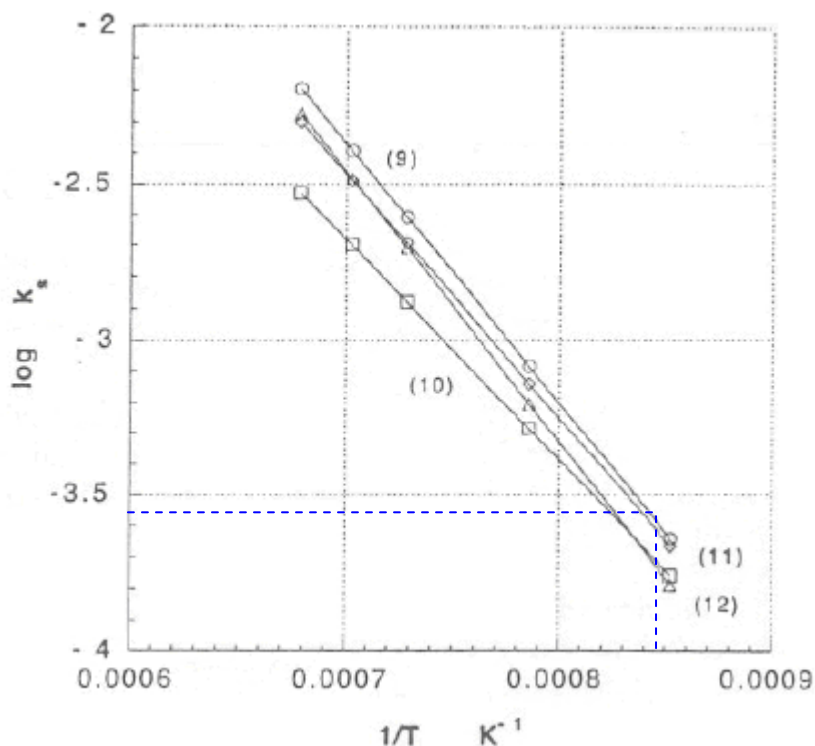


Figura 2.3 – Avaliação do produto de solubilidade do nitreto de vanádio em função da dependência da temperatura [GLADMAN 1997]. A linha azul pontilhada representa o log K_s do aço GG-1013-M, calculado a partir da eq. (2.3) e da temperatura calculada pela eq. (2.15). Para a composição deste aço o produto de solubilidade mostra-se coerente com os resultados de K. J. Irvine.

Os dados de diferentes fontes para o produto de solubilidade, obtidos por vários métodos, são apresentados na Tabela 2.1 e ilustrado na Figura 2.3. K. J. Irvine, em seus experimentos, notou que o produto da solubilidade para o VN na austenita aumenta levemente com o aumento do teor de manganês no aço, e pode ser calculado através da equação:

$$\text{Log}K_s = \frac{-8330}{T} + 3,40 + 0,12[\%Mn] \quad (2.15)$$

Uma segunda característica interessante dos resultados apresentados por Irvine era a ausência de qualquer efeito do teor de carbono no produto de solubilidade. O mesmo produto de solubilidade foi obtido em ambos aços 0,05%C e

0,15%C, sugerindo que o precipitado é um simples VN, ao invés do complexo V(C, N).

Tabela 2.1: Relações de solubilidade para o nitreto de vanádio na austenita.

Logarítmo do produto de solubilidade (log Ks)	Método	Referência
$-\frac{8330}{T} + 3,46$	Extração de precipitados	K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLADMAN: Iron and Steel Inst., 1967, 205, p.161
$-\frac{7070}{T} + 2,27$	Cálculo termodinâmico	M. G. FROHBERG and H. GRAF: Stahl und Eisen, 1960, 80, p.539
$-\frac{7840}{T} + 3,02$	Extração de precipitados	W. ROBERTS and A. SANDBERG: Report I.M. 1489, 1985, Swedish Inst. for Metals Research
$-\frac{8700}{T} + 3,63$	Equilíbrio dos gases	K. NARITA: Trans. Iron and Steel Inst. Of Japan, 1975, 15, p.145.

As relações apresentadas na Tabela 2.1 foram obtidas a partir de um aço contendo 0,5%Mn em peso. Considerando um teor de manganês igual a zero, o produto de solubilidade reduziria em 0,06 em qualquer dada temperatura, obtendo-se melhor concordância com os resultados de Roberts e Narita [GLADMAN 1997].

Tabela 2.2: Produto de solubilidade para o nitreto de vanádio em várias temperaturas na austenita e em diferentes teores de manganês.

Temperatura (°C)	Temperatura (K)	0,5% Mn		1,0% Mn		1,5% Mn	
		log Ks	Ks	log Ks	Ks	log Ks	Ks
900	1173	-3,64	$2,3 \times 10^{-4}$	-3,58	$2,6 \times 10^{-4}$	-3,52	$3,0 \times 10^{-4}$
1000	1273	-3,08	$8,2 \times 10^{-4}$	-3,02	$9,5 \times 10^{-4}$	-2,96	$1,1 \times 10^{-3}$
1100	1373	-2,61	$2,5 \times 10^{-3}$	-2,55	$2,8 \times 10^{-3}$	-2,49	$3,3 \times 10^{-3}$
1150	1423	-2,39	$4,0 \times 10^{-3}$	-2,33	$4,6 \times 10^{-3}$	-2,27	$5,3 \times 10^{-3}$
1200	1473	-2,20	$6,4 \times 10^{-3}$	-2,14	$7,3 \times 10^{-3}$	-2,08	$8,4 \times 10^{-3}$
1250	1523	-2,01	$9,8 \times 10^{-3}$	-1,95	$1,1 \times 10^{-2}$	-1,89	$1,3 \times 10^{-2}$

A solubilidade do VN na austenita pode ser descrita por qualquer das equações dadas por Irvine, Frohberg ou Narita, mas para aços microligados com significativo teor de manganês, a Equação (2.15) é recomendada. Os valores de Ks para VN na austenita para diferentes níveis de manganês são dados na Tabela 2.2,

enquanto os limites de solubilidade do nitrogênio e do vanádio são mostrados na Figura 2.4.

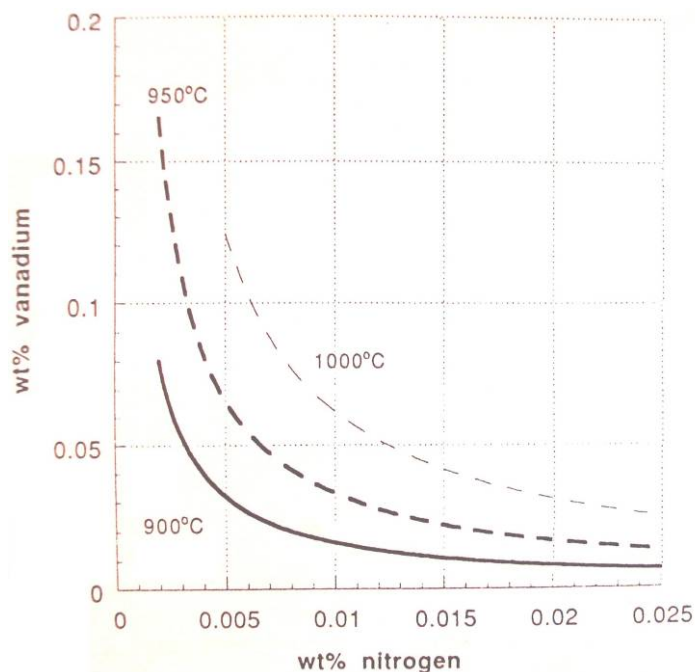


Figura 2.4 – Limites da mútua solubilidade do vanádio e nitrogênio a várias temperaturas no range de austenita (Equação (2.15) para um aço com 1,0% Mn) [GLADMAN 1997].

2.1.4 Carboneto de vanádio

Em relação ao nitreto de vanádio, a descrição do produto de solubilidade para o carboneto de vanádio no aço torna-se mais complexo, pois há evidências de que a composição deste carboneto seja V_4C_3 , então o produto de solubilidade poderia ser obtido através da Equação (2.4a). Nem todos os autores concordam com esta composição para o carboneto de vanádio e assumem que sua composição é VC e o seu produto de solubilidade dado pelo produto entre o vanádio e o carbono.

Os dados apresentados na Tabela 2.3 refletem estas aproximações, em que o produto de solubilidade usado por Narita é baseado no VC e definido pelo produto entre o vanádio e o carbono, enquanto aqueles de Bungardt e Sekine são baseados no V_4C_3 e definido pela Equação (2.4b). O produto de solubilidade é mostrado na Figura 2.5 [GLADMAN 1997].

Tabela 2.3: Relações de solubilidade para o carboneto de vanádio na austenita e na ferrita.

Logaritmo do produto de solubilidade (log Ks)	Método	Referência
Austenita	-	-
$-\frac{9500}{T} + 6,72$ (VC)	Equilíbrio dos gases	K. NARITA: Trans. Iron and Steel Inst. Of Japan, 1975, 15, p.145.
$-\frac{10800}{T} + 7,06$ (V_4C_3)	Equilíbrio dos gases	K. BUNGARDT, K. KIND and W. OELSEN: Archiv. f.d. Eisenbittenwes. 1956, 27, p.6
$-\frac{9407}{T} + 5,65$ (V_4C_3)	Extração de precipitados	H. SEKINE, T. INOUE and M. OGASAWARA: Trans. Iron Steel Inst. Japan, 1968, 8, p.101
Ferrita	-	-
$-\frac{12265}{T} + 8,05$ (VC)	Cálculo termodinâmico	K. A. TAYLOR: Scripta Met. Et Mat., 1995, 32, p.7

Os produtos de solubilidade para o carboneto de vanádio na austenita difere significativamente e isto não pode ser atribuído unicamente as diferentes bases. A avaliação dos produtos de solubilidade a 900, 1000 e 1100°C foram realizadas para ambos conjuntos de dados (Tabela 2.4), e foram apropriadamente tratados de acordo com as bases definidas deles para obter os limites mútuos de solubilidade do vanádio e carbono na austenita. Estes são mostrados na Figura 2.6, e está claro que os dados de Narita mostram significativamente altos limites de solubilidade em cada temperatura superior as dadas por Bungardt. Outros estudos sobre a solubilidade do carboneto de vanádio na austenita realizados por Savost'yanova e Shvartsman em Fiz. Met. Metallov, 1960, no entanto, sustentam os resultados de Narita, em fornecer um produto de solubilidade (para V_4C_3) de cerca de 0,1 e os dados de Narita são, portanto, recomendados [Gladman].

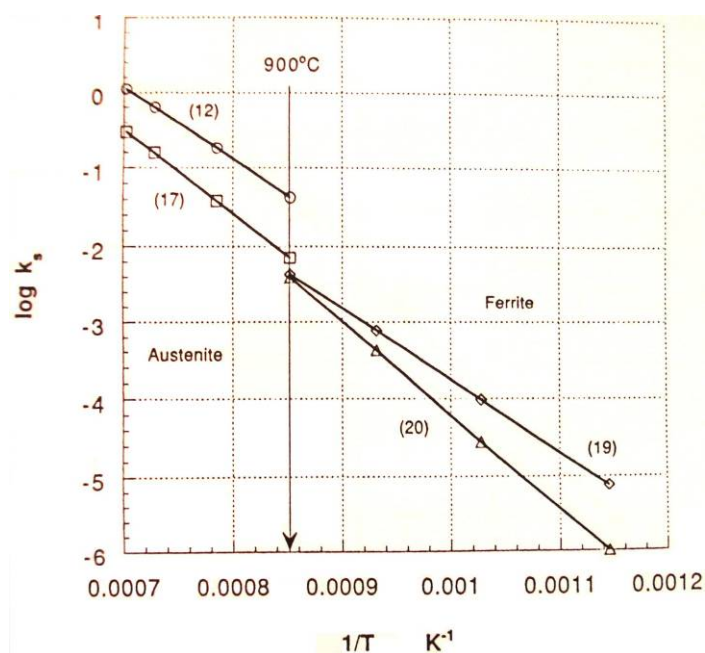


Figura 2.5 – Avaliação da dependência da temperatura no produto de solubilidade para o carboneto de vanádio (VC e V_4C_3) na austenita e ferrita [GLADMAN 1997].

Uma característica significativa da solubilidade do carboneto de vanádio na austenita é que ela é considerada mais alta que a de outros carbonetos e nitretos em microligas, sugerem que o carboneto de vanádio será completamente dissolvido ainda a baixas temperaturas de austenitização (900°C) dado que o nível de vanádio é típico ao usado em aços microligados (acima de 0,15% em peso para o caso do vanádio). A solubilidade do carboneto de vanádio na ferrita é baixo em relação a austenita, mais ainda mostra um nível apreciável, com K_s de aproximadamente 10^{-4} a 700°C quando K_s é baseado no V_4C_3 e um pouco mais baixo quando baseado no VC.

Tabela 2.4: Produto de solubilidade para o carboneto de vanádio nas fases austenita e ferrita.

Temperatura ($^\circ\text{C}$)	Temperatura (K)	Sekine (Ferrita)		Narita (Austenita)	
		log K_s	K_s	log K_s	K_s
900	1173	-2,37	$4,3 \times 10^{-3}$	-1,38	$4,2 \times 10^{-2}$
1000	1273			-0,74	$1,8 \times 10^{-1}$
1100	1373			-0,20	$6,3 \times 10^{-1}$

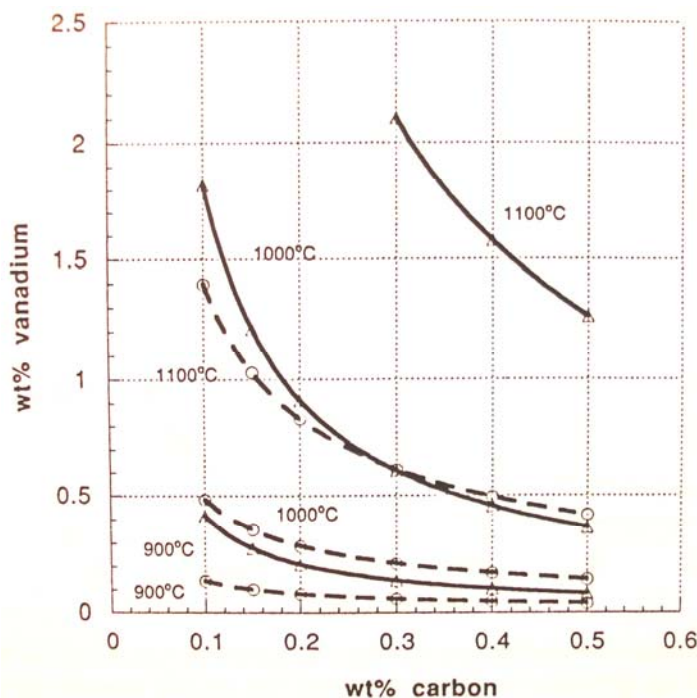


Figura 2.6 – Limite da solubilidade mutual do vanádio e carbono na austenita. Os produtos de solubilidade foram baseados em ambos VC (— Narita) ou V₄C₃ (--- Bungardt) [GLADMAN 1997].

2.2 PRECIPITAÇÃO

Sempre que há a introdução de átomos de soluto em solução sólida no átomo solvente, como resultado, obteremos uma liga que, invariavelmente será mais dura que o metal puro. Existem dois tipos de soluções sólidas, as soluções substitucionais e as intersticiais. Quando os átomos do soluto tem dimensão muito próxima do átomo do solvente, estes irão ocupar as posições atômicas dos átomos do metal solvente. Esta é chamada de solução sólida substitucional. No caso dos átomos do soluto possuírem dimensões muito menores que os átomos do solvente, estes ocuparão posições intersticiais entre os átomos maiores (do solvente).

Carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio e boro são elementos que comumente formam soluções sólidas intersticiais. Se o tamanho de dois átomos difere pelo menos 15%, o fator tamanho é favorável a formação de solução sólida. Quando o tamanho é superior a 15%, a extensão da solubilidade sólida é usualmente restrita a 1% [DIETER 1976].

Metais com fraca afinidade química um pelo outro, tendem a formar soluções sólidas, enquanto metais os quais estão afastados na eletromotora (potencial padrão de redução) tendem a formar compostos intermetálicos.

Quando avalia-se aços microligados, não é possível uma simples comparação com uma liga binária Fe-C, isto porque na interfase de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ forma-se preferencialmente um outro carboneto diferente da cementita (Fe_3C) [REED-HILL 1994].

Nestes tipos de aços, um resfriamento rápido da região austenítica para a região ferrítica, seguindo de um período estacionário e isotérmico, irá causar a transformação da austenita para a ferrita isotermicamente e é durante esta transformação que ocorrem os carbonetos. Estes nucleiam nas fronteiras entre a fase γ e α e então crescem dentro da fase α [REED-HILL 1994].



Figura 2.7 – Precipitados de carboneto de vanádio obtidos pelo resfriamento brusco de um aço Fe-0,75%, V-0,15%, C-0,10%, de 1150°C para 725°C e então um envelhecimento da amostra nesta temperatura por 5 minutos [REED-HILL 1994].

A precipitação de carbonetos, nitretos e ou carbonitretos ocorre com a nucleação e crescimento de partículas dentro da matriz metálica. Quando forma-se uma nova fase dentro da matriz, interfaces são criadas, e isto aumenta a energia livre do sistema, além disso, distorções elásticas podem ser geradas pela diferença de volume molar entre as fases, aumentando a energia interna por unidade de volume. Este aumento de energia, tanto pela deformação quanto a interfacial,

competem com o decréscimo da energia livre de volume devido a transformação de fase do estado menos para o mais estável [LOURENÇO 2001].

Em outras palavras, a energia gerada pelo surgimento de uma nova fase e as possíveis distorções elásticas que esta possa causar interferem no sentido contrário ao equilíbrio energético do sistema (mínima energia livre).

Com o uso das equações do produto de solubilidade, pode-se determinar o potencial de precipitação através do cálculo de supersaturação dos elementos microligantes em uma determinada temperatura de processamento. A supersaturação é determinada comparando-se a quantidade de elemento microligante dissolvido durante o aquecimento com a quantidade em solução em uma dada temperatura de interesse [LOURENÇO 2001].

O carboneto de vanádio tem a maior solubilidade na austenita, apresentando supersaturação em temperaturas inferiores a de deformação.

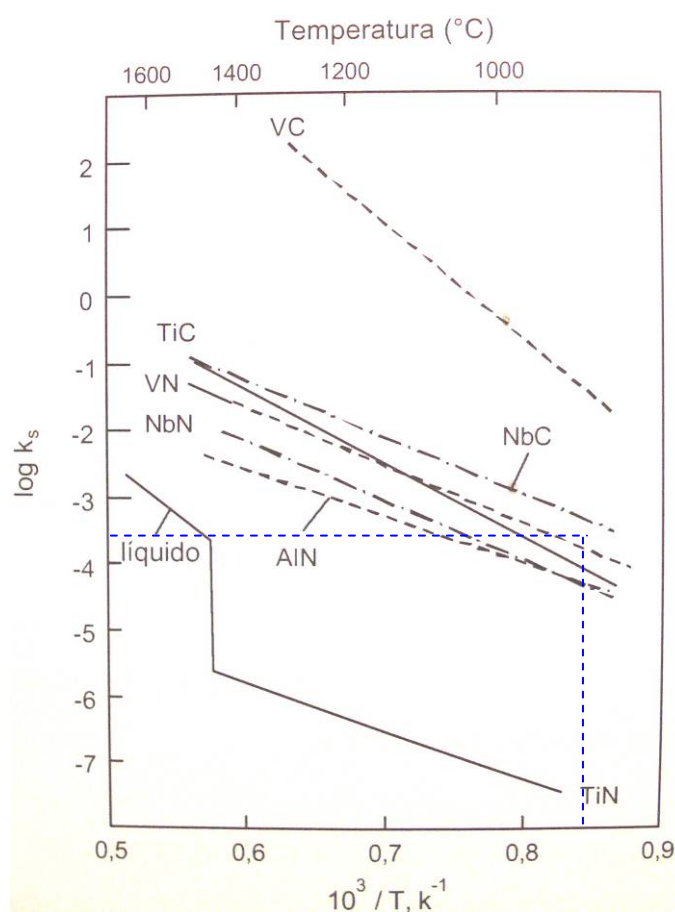


Figura 2.8 – Solubilidade de carbonetos e nitretos na austenita [LOURENÇO 2001]. A linha azul pontilhada representam os valores de $\log k_s$ e temperatura de conformação para o aço GG-1013-M.

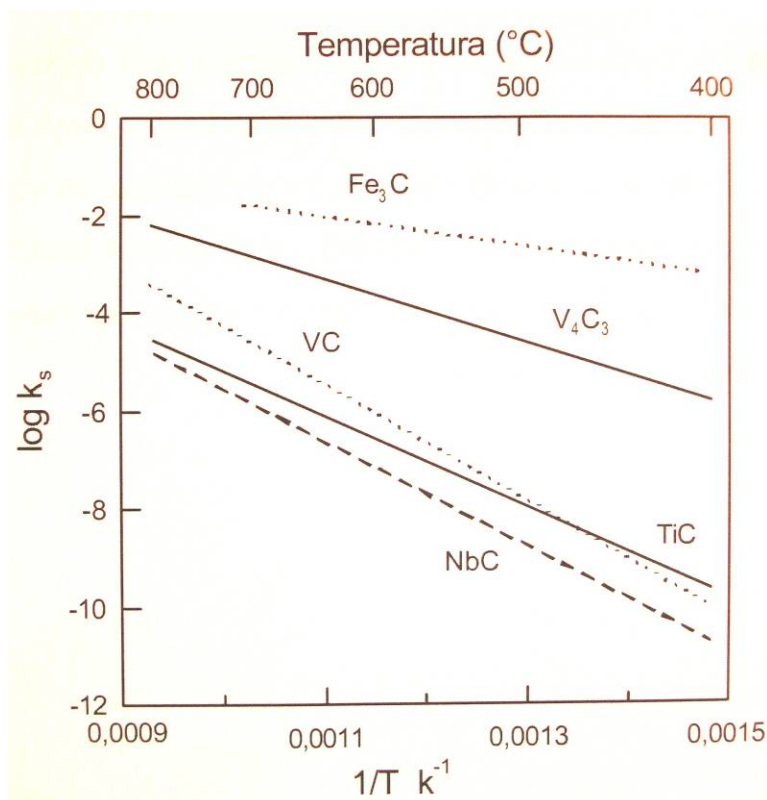


Figura 2.9 – Solubilidade de carbonetos de na ferrita [LOURENÇO 2001].

Observando as Figuras 2.8 e 2.9, pode-se concluir que o produto de solubilidade aumenta junto com a temperatura, ou seja, ter-se-a maior quantidade de elemento microligante dissolvido tanto quanto for maior a temperatura. Ainda do comportamento destes compostos podemos dizer que:

a – os nitretos são mais estáveis que os carbonetos, pois a uma dada temperatura seu produto de solubilidade é sempre inferior;

b – os carbonetos de vanádio são bem mais solúveis que os carbonetos e nitretos de outros compostos.

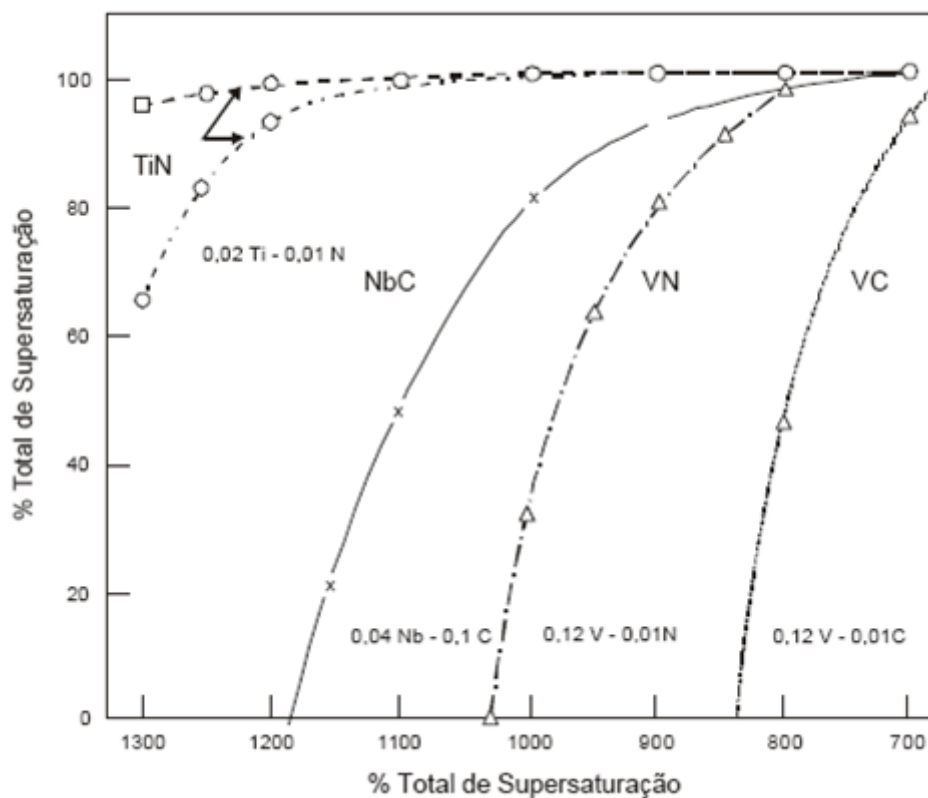


Figura 2.10 - Potencial de precipitação para elementos microligantes [LOURENÇO 2001]

Observando gráfico da Figura 2.10, a medida que a temperatura diminui, durante o processamento, aumenta-se a supersaturação e, conseqüentemente, o potencial de precipitação.

A precipitação ocorre com maior facilidade em sítios de alta energia livre, tais como as bandas de deformação, os contornos de grão e de subgrão. Desta forma, a precipitação é induzida pela deformação, diminuindo-se o tempo necessário para iniciá-la.

As propriedades finais exibidas por um produto processado termomecanicamente são determinadas pela microestrutura ao final do processamento. Entendendo que a microestrutura compreende a natureza, a quantidade e a proporção das fases presentes, é de importância capital a forma na qual a transformação de fase se dá durante o resfriamento no processamento termomecânico [LOURENÇO 2001].

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Simulação Física de Processo

3.1.1 Material

As amostras utilizadas nestes testes tem sua origem nos despontes do trem médio do Laminador 1 da Gerdau Riograndense, antes da entrada do bloco Morgan.

Tabela 3.1: Composição química da amostra estudada.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	Ti	N	Fe
0,11	0,15	0,89	0,023	0,020	0,07	0,05	0,01	0,030	0,13	0,002	0,001	0,0094	Resto

Valores em %.

3.1.2 Equipamento

Para a execução deste trabalho, utilizou-se o módulo fixo e de tração do simulador termomecânico Gleeble™ 3500, Figura 3.1.

- **Módulo Fixo** – módulo ao qual acopla-se um dos outros dois módulos, de acordo com o ensaio a ser realizado. Abriga os atuadores hidráulicos, pneumáticos e elétricos, sendo controlado a partir do painel de controle digital;
- **Módulo de Tração** – módulo capaz de abrigar montagens e ferramentas voltadas para testes que envolvem esforço de tração ou tratamentos térmicos.

Quanto ao sistema de aquecimento das amostras, o simulador opera com a passagem de corrente elétrica no corpo-de-prova.



Figura 3.1: Simulador Termomecânico Gleeble 3500. I – Módulo de comando; II – Câmara de ensaios.

3.1.3 Ensaio

3.1.3.1 Ensaio de ductilidade a quente - Tração

- Corpo-de-prova para avaliar a ductilidade a quente

O Corpo-de-prova cilíndrico é retificado para obter melhor precisão dimensional, também desta forma é possível evitar-se imperfeições na sua superfície, o que poderia afetar o ensaio. A geometria e dimensões são as requeridas para o ensaio no simulador, Figura 3.2.

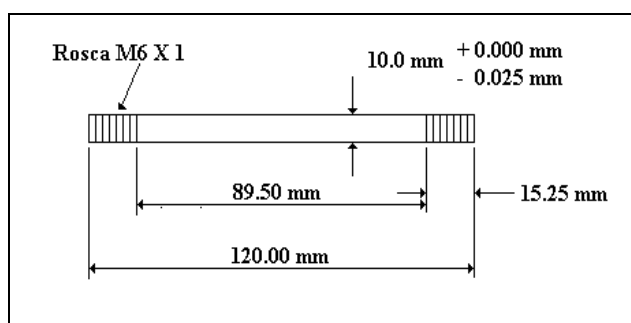


Figura 3.2: Corpo-de-prova utilizado no ensaio de ductilidade a quente.

- Procedimento do Ensaio

Durante os ensaios, o esforço e o aquecimento ocorrem somente na região central do corpo de prova. O termopar, para controle da temperatura é soldado na região central da amostra. Conforme exemplifica a Figura 3.3, o conjunto é posicionado na câmara de vácuo, do simulador termomecânico. Esta montagem é utilizada para ensaios de tração.

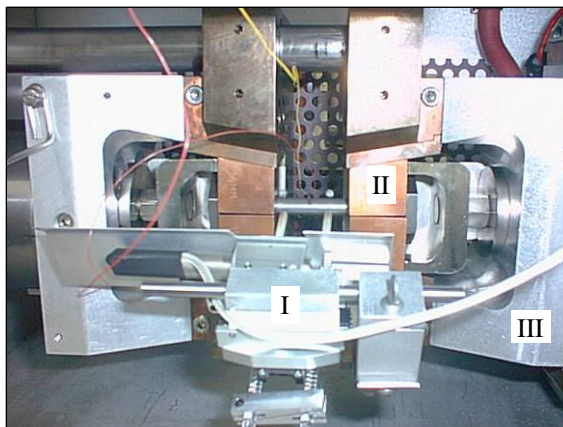


Figura 3.3: Esquema da montagem para ensaio de tração. I – LGage; II – Mordentes; III - Módulo fixo.

Para obtenção dos dados de deformação é utilizado um transdutor de deslocamento durante o ensaio de tração (LGage), conforme demonstra a Figura 3.4. Este sensor permite medidas precisas do deslocamento durante o ensaio de tração.

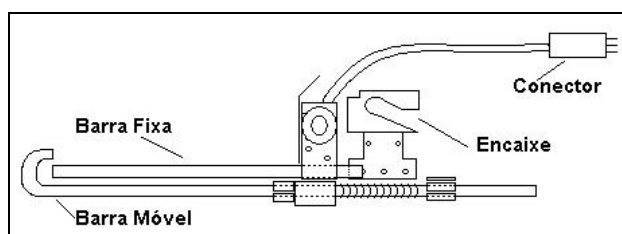


Figura 3.4: Sensor de deslocamento da amostra (LGage).

- Programação dos Ensaios

Para a realização dos testes, todas as amostras sofreram o mesmo ciclo, conforme demonstra a Figura 4.5: aquecimento da amostra até a temperatura de tração a uma taxa de $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, permanência por 1 minuto na dada temperatura, e,

em seguida, tracionamento a taxa de deformação de $5,00 \text{ s}^{-1}$ até o rompimento, seguido de resfriamento ao ar com taxa de aproximadamente $30^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, que aconteceu com o cessar do aquecimento e em um ambiente a 22°C . Neste equipamento não foi possível simular a taxa de deformação do bloco Morgan, pois esta é da ordem de aproximadamente 180 s^{-1} .

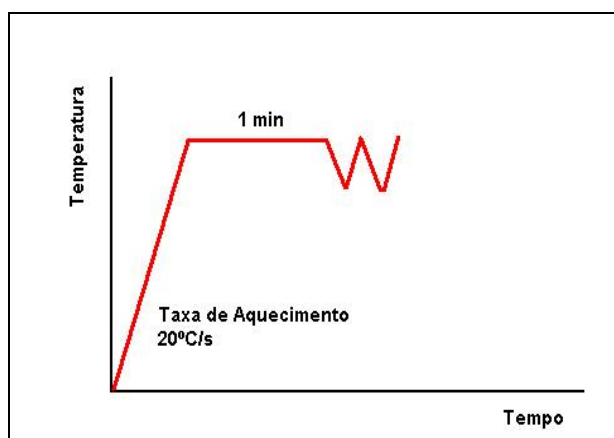


Figura 3.5: Representação do ciclo realizado no teste.

A faixa de temperatura dos testes foi compreendida entre 800°C e 1260°C , com intervalos de temperatura de 30°C entre 800°C a 990°C e de 60°C para temperaturas entre 990°C até 1260°C .

Para cada temperatura, realizou-se no mínimo dois testes. As fraturas foram analisadas em microscópio óptico e medidas com paquímetro digital após resfriamento ao ar.

3.1.3.2 Ensaio SICO (Strain-induced crack opening test) - Compressão

- Corpo-de-prova

O Corpo-de-prova de seção circular é retificado para obter melhor precisão dimensional, também desta forma para evitar-se imperfeições de superfície, o que poderia afetar o resultado do ensaio. A Figura 3.6 mostra um desenho esquemático do corpo de prova utilizado.

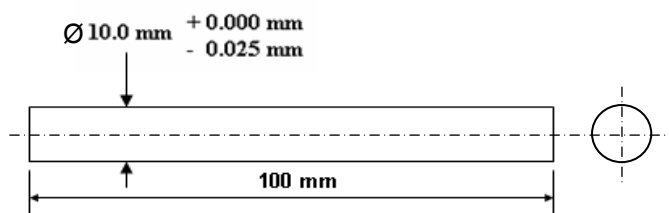


Figura 3.6: Corpo-de-prova utilizado no ensaio.

- Procedimento do Ensaio

A montagem utilizada para os ensaios de compressão é apresentada na Figura 3.7.

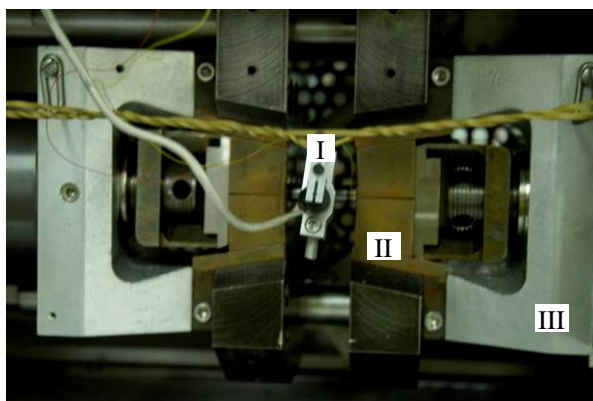


Figura 3.7: Esquema da montagem para o SICOTEST. I – CGage; II – Mordentes; III - Módulo fixo.

Durante o ensaio, o esforço e o aquecimento ocorrem somente na região central do corpo de prova. O termopar, que mede a temperatura, é soldado na região central da amostra. O conjunto é posicionado na câmara de vácuo do simulador termomecânico.

Para obtenção dos dados de deformação é utilizado um transdutor (CGAGE), mostrado na Figura 3.8. Este sensor proporciona medidas precisas de deslocamento do corpo de prova durante o ensaio.

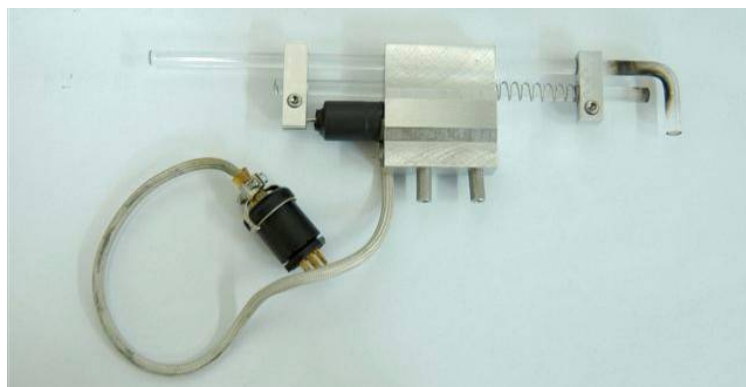


Figura 3.8: Sensor de deslocamento da amostra (CGage)

- Programação dos Ensaios

Para a realização dos testes, todas as amostras sofreram o mesmo ciclo, conforme demonstra a Figura 3.9, aquecimento da amostra até a temperatura de compressão a uma taxa de $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, permanência por 1 minuto na temperatura, em seguida comprimiu-se com taxa de deformação de $5,0\text{ s}^{-1}$, até o fim da deformação, seguido de resfriamento ao ar com taxa aproximada de $30^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

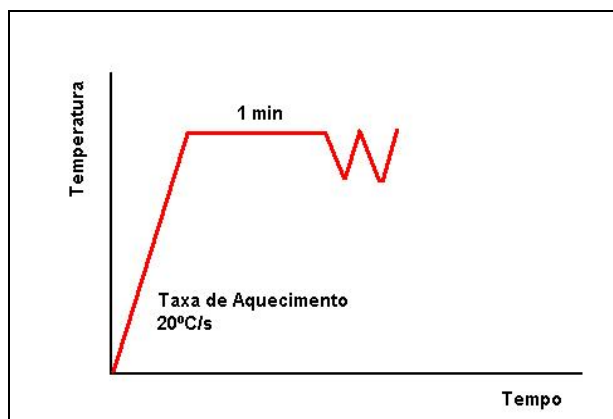


Figura 3.9: Representação esquemática do ciclo realizado no teste.

Os ensaios foram realizados em três temperaturas a 800°C , 870°C e 940°C , com taxa de deformação de $5,0\text{ s}^{-1}$ (limite da máquina).

Para cada temperatura, realizou-se dois testes. As deformações foram analisadas em microscópio óptico e medidas com paquímetro digital.

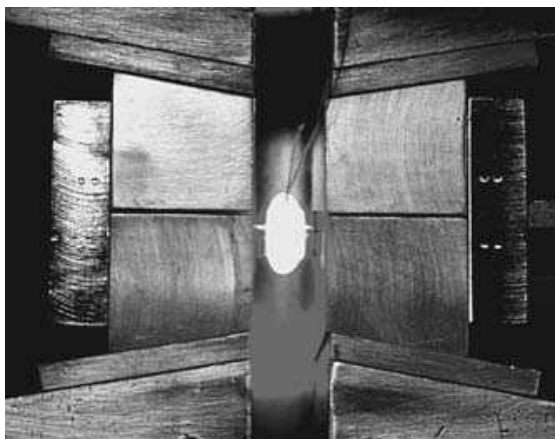


Figura 3.10: Amostra deformada no momento do ensaio

3.1.3.3 Determinação das temperaturas de transformação de fase

3.1.3.3.1 Corpo-de-prova

O corpo-de-prova utilizado no ensaio é apresentado na Figura 3.11, sendo retificado para obter melhor precisão dimensional e para que não haja imperfeições na superfície que possam afetar o ensaio.

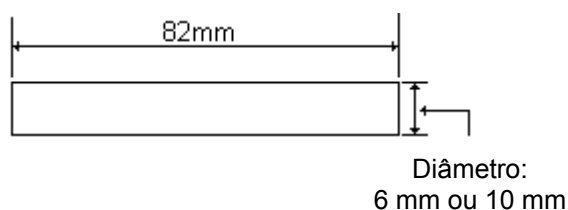


Figura 3.11: Corpo-de-prova utilizado no ensaio

3.1.3.3.2 Procedimento do Ensaio

A montagem utilizada para a determinação de temperaturas de transformação de fase é apresentada na Figura 3.12. Nesta montagem o esforço e o aquecimento são efetuados somente na região central do corpo de prova. O termopar, para

controle de temperatura, é soldado na amostra e então posiciona-se o conjunto na câmara de vácuo.

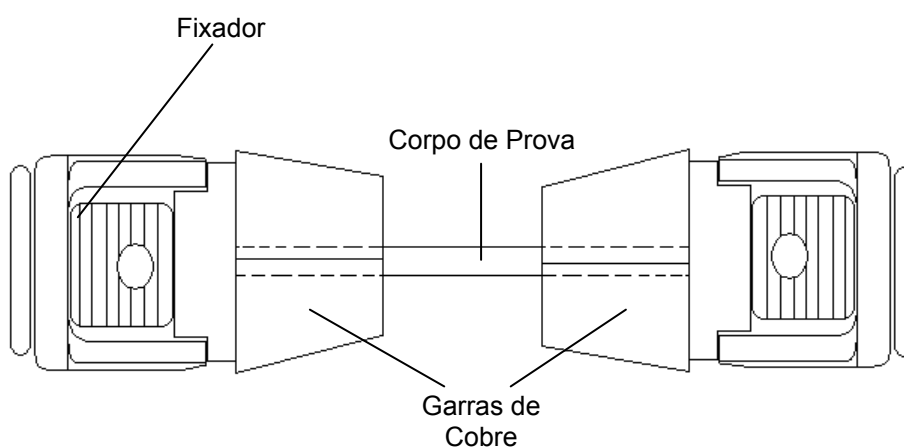


Figura 3.12: Esquema da montagem para ensaio.

Utiliza-se um sensor para medir a dilatação da amostra durante o aquecimento e/ou resfriamento (dilatômetro) que é apresentado na Figura 3.13, este sensor permite medidas precisas da dilatação do material durante o ensaio.

Dilatômetro é um extensômetro para medir pequenas variações volumétricas em materiais, pode auxiliar na determinação de mudanças microestruturais, construção de diagramas CCT. O dilatômetro usado possui uma amplitude de $\pm 0,63$ mm.

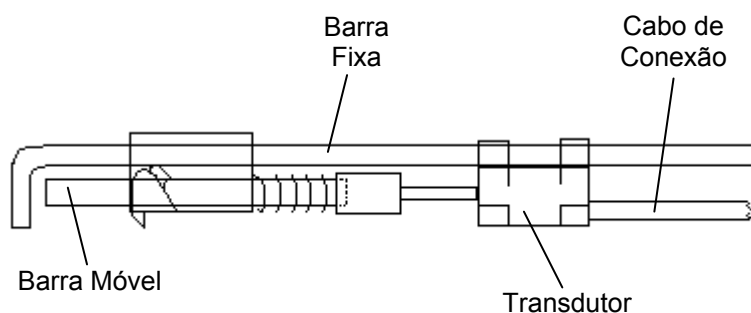


Figura 3.13: Dilatômetro.

3.1.3.3.3 Programação dos Ensaios

Utilizaram-se duas programações para determinação das temperaturas:

- Determinação de AC1 e AC3 - aquecimento da amostra até a temperatura de 580°C em cinco minutos, após segue o aquecimento até 980°C com um tempo de 50 minutos e resfriamento ao ar.

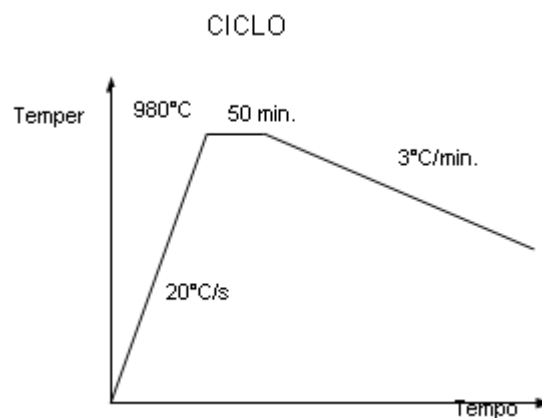


Figura 3.14: Representação dos ciclos realizados nos testes.

- Determinação das Temperaturas - para determinação das temperaturas, o simulador Gleeble possui um software capaz de identificar as temperaturas onde ocorrem as mudanças microestruturais. Podem-se determinar as temperaturas de dois modos.

Método da derivada: O software calcula a segunda derivada da curva de dilatação versus temperatura e os pontos onde ocorre inflexão na curva da derivada são os pontos onde ocorrem as mudanças microestruturais. A análise é apresentada na Figura 3.15.

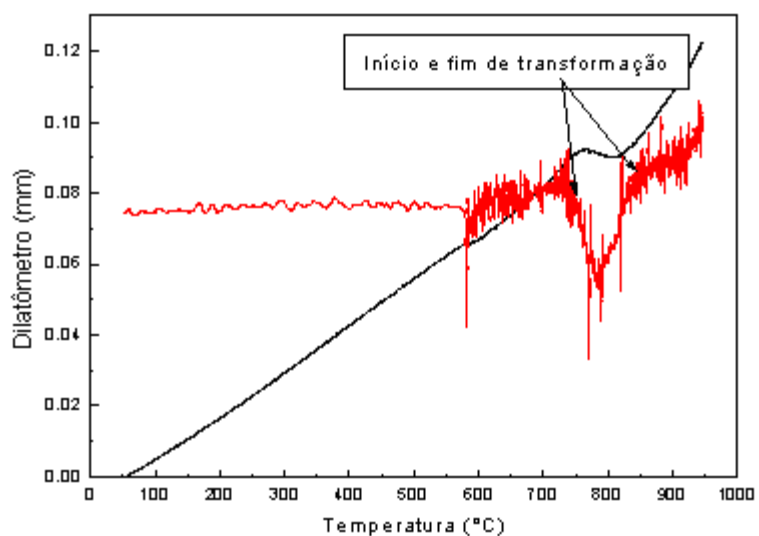


Figura 3.15: Método da derivada para determinação de temperaturas de transformação.

Método da tangente. Marca-se um ponto na curva de dilatação em função da temperatura, próximo ao ponto onde esteja ocorrendo a transformação e o software criará uma reta tangente a este ponto, a mudança microestrutural estará iniciando/terminando quando a reta tangente coincidir com os valores da curva de dilatação em função da temperatura. A análise é apresentada na Figura 3.16.

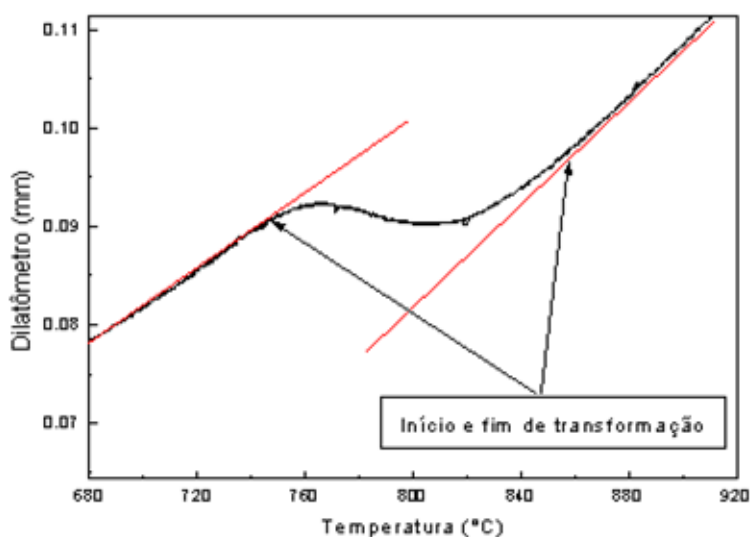


Figura 3.16: Método da tangente para determinação de temperaturas de transformação

3.2 Teste no laminador

3.2.1 Método

Considerou-se para a análise prática, dois lotes abrangendo a faixa de composição química do aço GG-1013-M. Na laminação observamos duas temperaturas, 1000°C e 1100°C. As variáveis do processo consideradas foram:

- ritmo de desenformamento;
- ajuste da temperatura na 1ª e 2ª zonas do forno de reaquecimento;
- temperatura no 5º passe de laminação;
- temperatura na entrada do bloco laminador;
- temperatura no formador de espiras (saída do bloco laminador);
- setup de vazão de água;
- tamanho dos despontes da barra laminada.

Os pontos de controle e medição são apresentados na Figura 3.17, pontos 1, 2, 10 e 11.

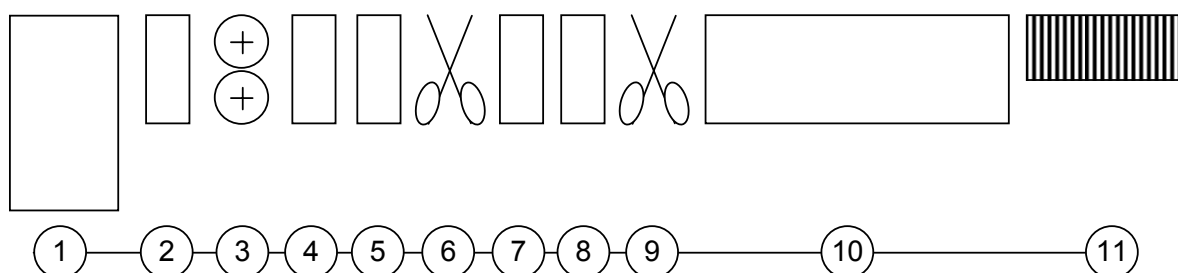


Figura 3.17: (croqui do laminador 1) – 1-Forno; 2 e 3-Desbaste; 4, 5, 7 e 8-Trem médio; 6 e 9-Tesouras; 10-Bloco Morgan; 11-Esteira.

Tabela 3.2 : Temperaturas nas zonas do forno de reaquecimento e ao longo do laminador.

	Zona 1	Zona 2	5º passe	Entrada do BM	Saída do BM
Média	1038	1098	1032	878	855
Máximo	1050	1170	1093	938	891
Mínimo	1000	1000	964	809	802

Tabela 3.3 : Comprimento dos despontes, em metro, no laminador.

Vazão de água	controle automático, padrão de operação
Comprimento de despontes	S0: 0,10m (cabeça e cauda)
	S1: 0,26m (cabeça)

Os despontes foram coletados na entrada do bloco laminador a fim de avaliar o seu tamanho e também a presença de defeitos. Dez espiras do fio máquina laminado foram retiradas de cada lote e bitola para análise visual e ensaios mecânicos.

3.2.2 Materiais

A composição química dos lotes analisados é mostrada na Tabela 3.6 e na Figura 3.18 o defeito de esboroamento das pontas é mostrado.

Tabela 3.4 : Composição química dos lotes testados no laminador.

Aço	Lote	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn	V	N
Am min	13205757	0,10	0,87	0,14	0,023	0,021	0,169	0,105	0,084	0,020	0,019	0,032	0,007
Am max	13206179	0,13	1,02	0,16	0,014	0,014	0,118	0,121	0,071	0,031	0,016	0,028	0,011

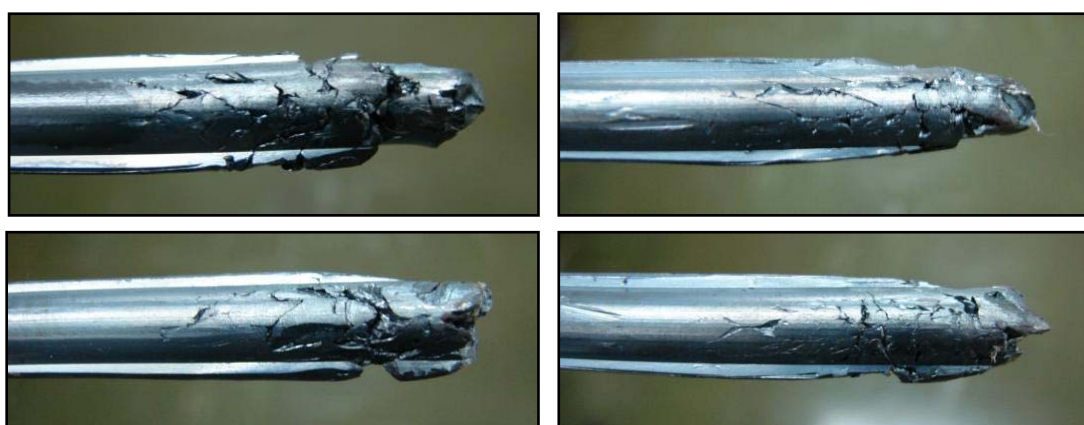


Figura 3.18: Esboroamento das pontas medindo de 20mm a 35mm – (“cabeça” do FM). Análise visual da condição atual.

3.2.3 Ensaio

Os resultados dos ensaios de tração para os lotes 13205757 e 13206179 foram tabulados e tratados estatisticamente, onde percebeu-se a separação, na distribuição normal, em duas populações, uma inferior e outra superior. Este fato fica visualmente evidente nos histogramas apresentados, porém não é percebido no histograma referente ao alongamento medido após ruptura, onde pode haver a interferência humana na medição, impactando no resultado.

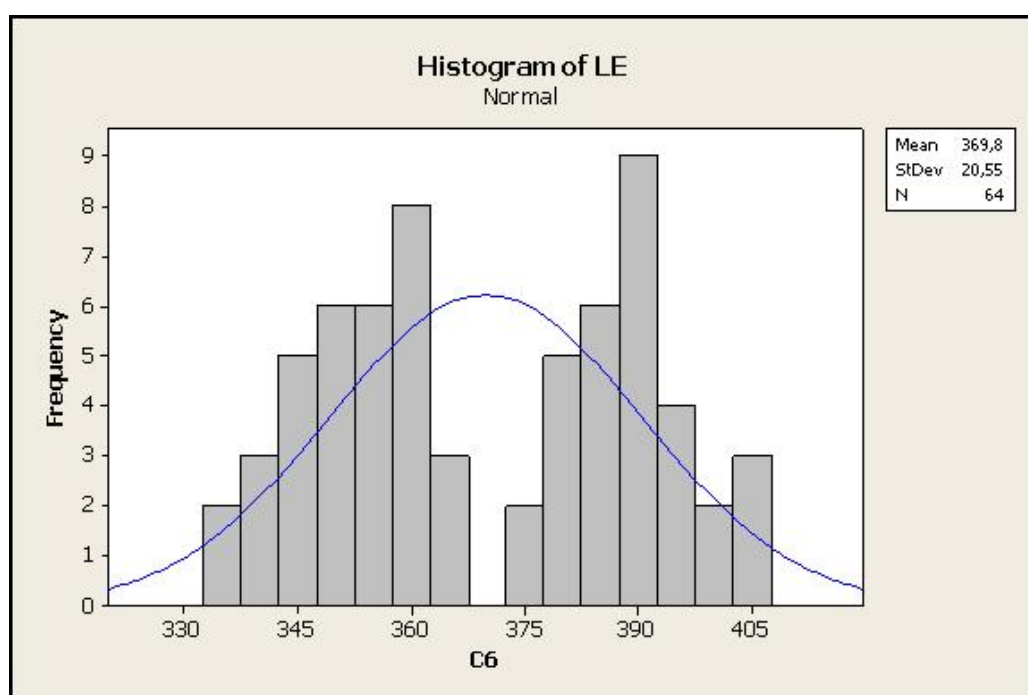


Figura 3.19: Histograma dos resultados de limite de escoamento das amostras de fio máquina tracionadas. É visível a ocorrência de duas populações.

Tanto no histograma do LE, quanto no LR, segregações nos extremos, formando duas populações são observados.

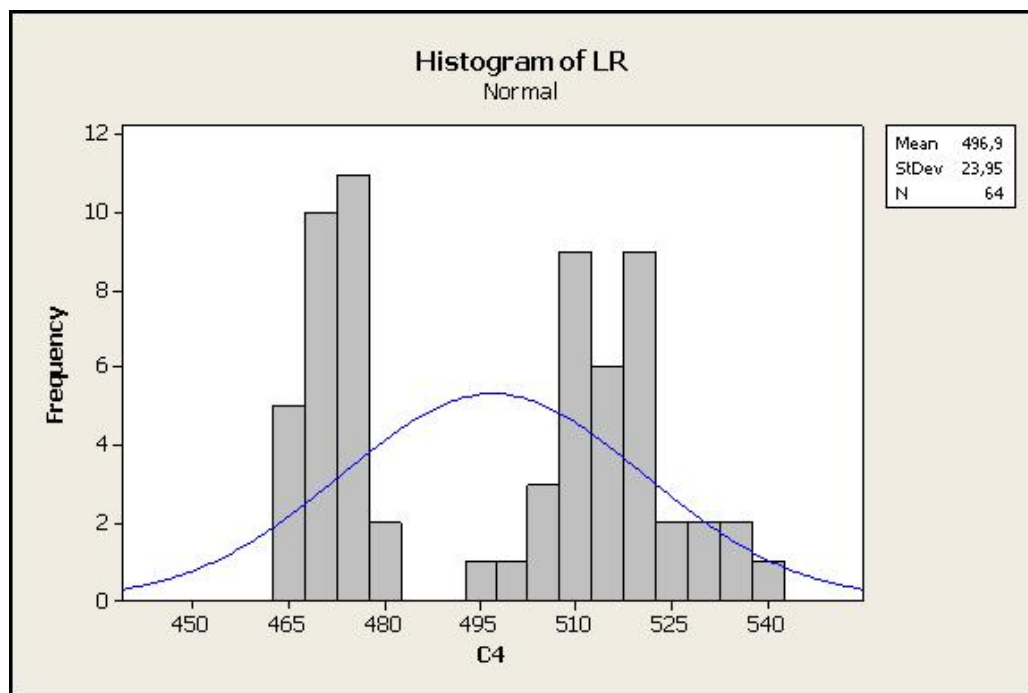


Figura 3.20: Histograma dos resultados de limite de resistência das amostras de fio máquina tracionadas. É visível a ocorrência de duas populações.

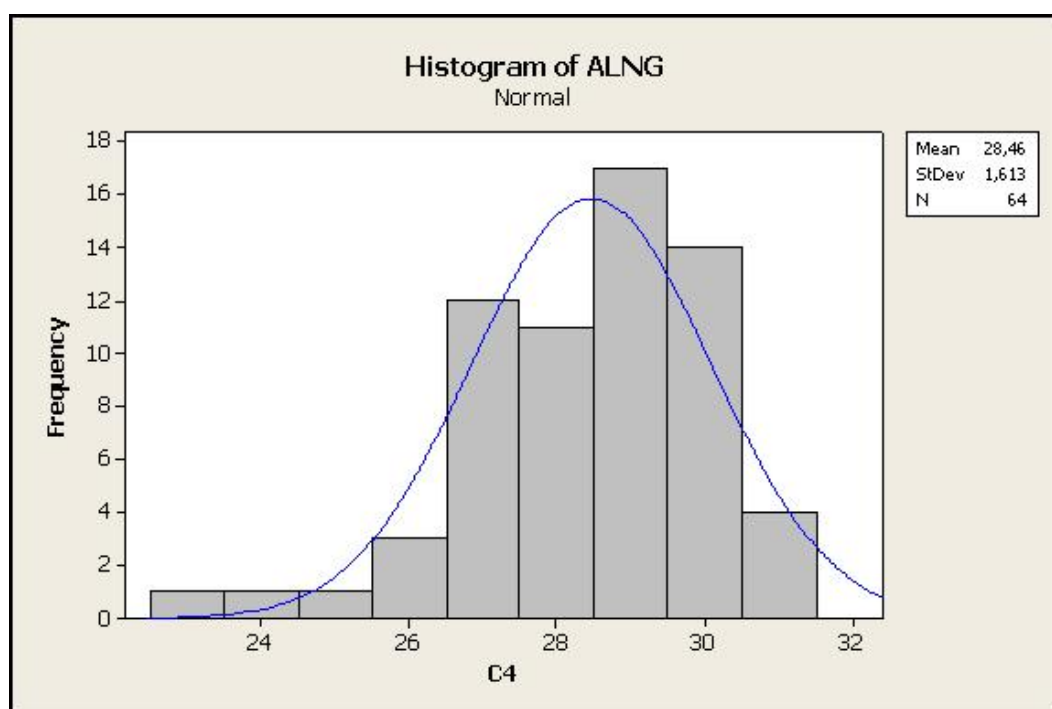


Figura 3.21: Histograma dos resultados de alongamento das amostras de fio máquina tracionadas. Não fica claro a existência de mais de uma população, talvez pela influência da medição que foi manual.

As pontas, “cabeças”, do fio máquina em análise foram coletadas para observação e mensuração da extensão do esboroamento, Figura 3.22.

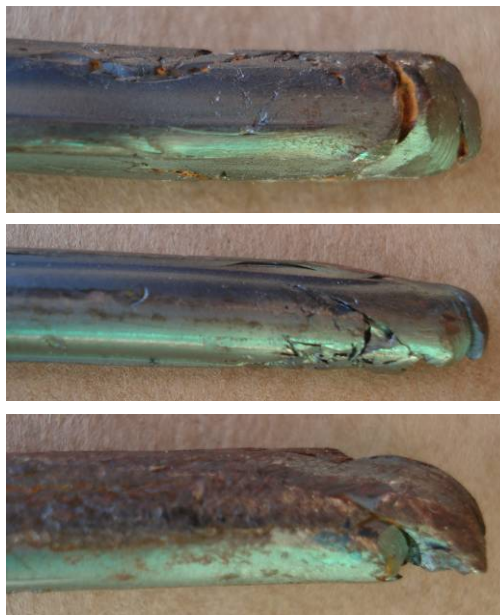


Figura 3.22: Análise visual sobre o esboroamento das pontas das amostras medindo de 10mm a 20mm – (cabeça do FM).

3.3 Simulação de temperaturas em laboratório

Como não se conseguiu com segurança, laminar no Laminador 1 a temperaturas mais baixas para observação da influência da conformação dentro da região intercrítica, uma simulação realizada em laboratório foi realizada para complementar o trabalho.

3.3.1 Método

Para a simulação de temperaturas de laminação usou-se, na primeira etapa, dois lotes de fio máquina, abrangendo a faixa de composição química do aço GG-1013-M, aquecendo-os até a austenitização em forno e resfriando-os ao ar com taxa aproximada de $25^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, partindo de duas diferentes temperaturas, 850°C e 1000°C . Na segunda etapa, comparativo em função da presença do vanádio, usou-se para o mesmo ciclo de aquecimento e resfriamento os aços qualidades 1013-M, com vanádio e o 1013-A, sem vanádio.

O ciclo adotado para o teste foi: aquecimento até 1000°C , resfriamento lento até a temperatura de retirada do forno, repouso na temperatura de interesse por três minutos e então retirada do forno para resfriamento ao ar, conforme ilustra a figura

3.23. Após análises metalográficas e ensaios de tração foram realizados para observação das características das amostras em cada temperatura de partida do resfriamento.

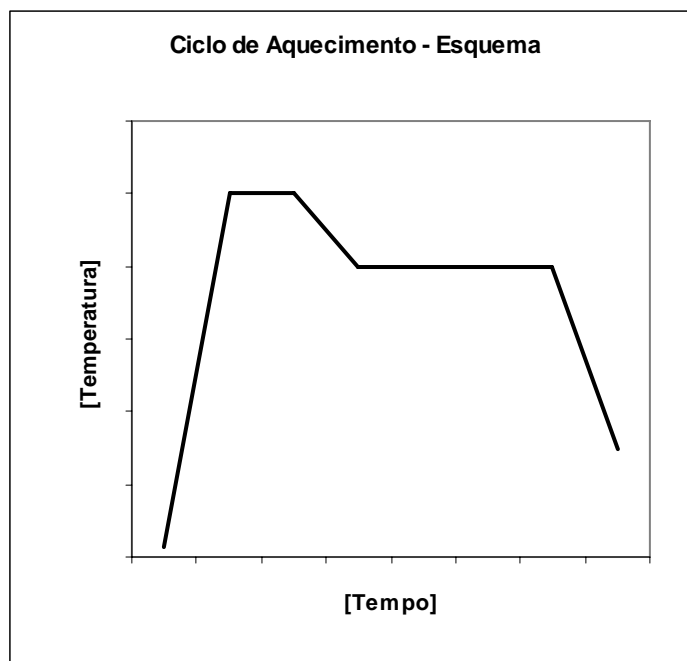


Figura 3.23: Esquema do ciclo de aquecimento usado na simulação em laboratório das temperaturas de laminação.

3.3.2 Materiais

Utilizou-se cinco amostras de fio máquina, bitola 6,0mm, com 300mm de comprimento para cada condição.

Um forno mufla, resistivo, foi usado para aquecer as amostras e um pirômetro óptico foi utilizado para determinação da taxa de resfriamento em laboratório.

Tabela 3.5 : Composição química dos lotes usados na simulação das temperaturas de laminação.

Aço	Lote	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Mo	Sn	V	N
1013-M min	13210353	0,10	0,88	0,14	0,017	0,020	0,090	0,050	0,050	0,017	0,011	0,028	0,006
1013-M max	13390226	0,13	0,92	0,15	0,027	0,029	0,130	0,220	0,070	0,015	0,011	0,030	0,011
1013-A	15414041	0,12	0,73	0,19	0,022	0,020	0,253	0,037	0,067	0,009	0,025	---	0,0085
1013-M	13500280	0,11	0,92	0,14	0,018	0,020	0,106	0,062	0,047	0,016	0,014	0,031	0,0082



Figura 3.24: Equipamentos usados na simulação em laboratório das temperaturas de laminação. I – Forno; II – Comando do forno; III – Pirômetro óptico.

3.3.3 Ensaio

Os resultados dos ensaios de tração são mostrados na Figura 3.25. Observa-se uma queda nas resistências, tanto para o escoamento quanto na máxima antes do rompimento, da amostra titulada “normal” para a amostra que foi aquecida a 1000°C e retirada para o resfriamento ao ar. Houve uma queda de aproximadamente 20MPa da “normal” para a 850°C e de aproximadamente 30MPa de 850°C para 1000°C. Este decréscimo de resistência mais acentuado a 1000°C sugere que o vanádio, a esta temperatura, encontra-se dissolvido na matriz. Claro que também deve-se levar em conta a diferença de energia térmica fornecida ao material as dadas temperaturas do teste.

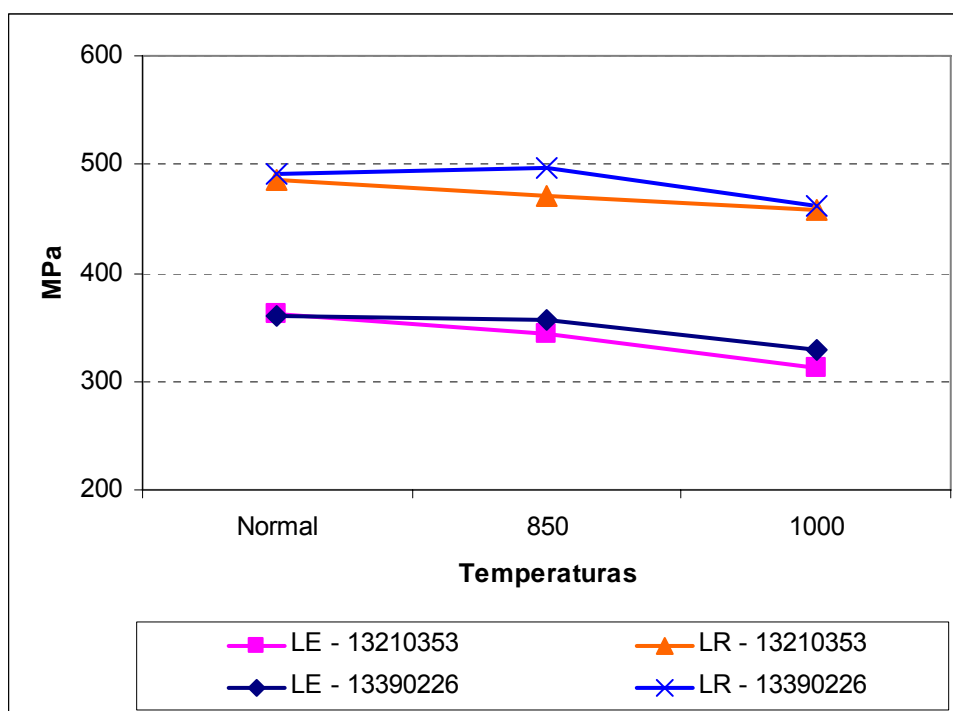


Figura 3.25: 1ª Etapa (faixa da composição química) - Limites de escoamento e resistência para os lotes testados nas temperaturas de interesse. A identificação “Normal” representa o fio máquina antes de ser submetido ao aquecimento em forno.

Na análise metalográfica em microscópio óptico com sistema de análise de imagem, observou-se que a amostra retirada da temperatura de 850°C para o resfriamento ao ar apresentou um tamanho de grão menor em relação a amostra que estava a 1000°C e então foi retirada para o resfriamento ao ar, Figura 3.28. Deve-se levar em conta a influência da temperatura sobre o crescimento do grão.

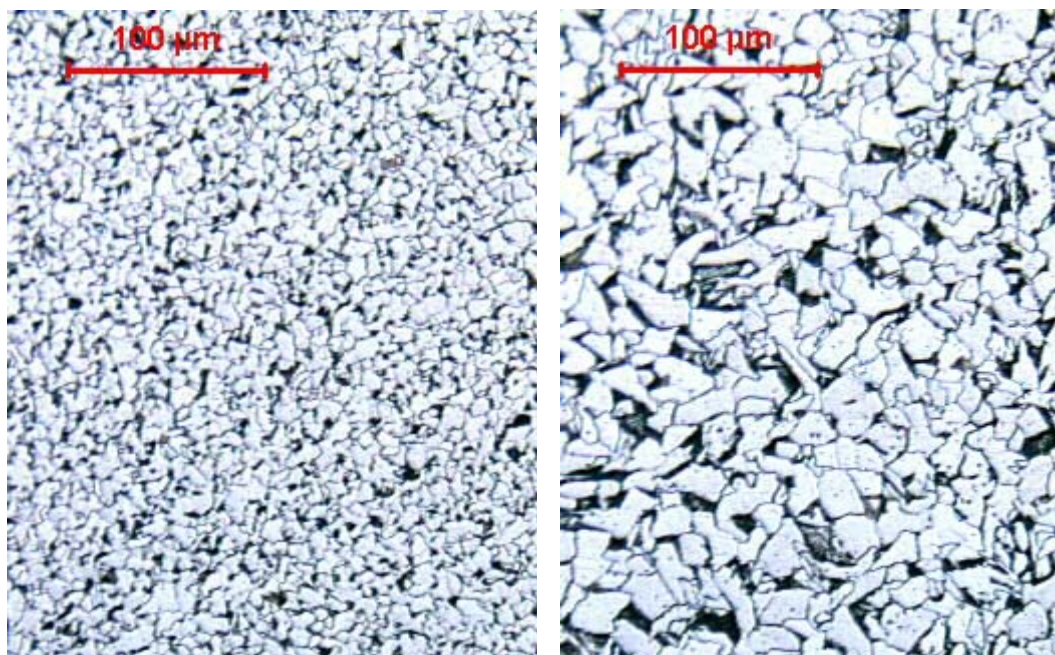


Figura 3.26: Lote 13390226 com tamanho de grão de partida menor que 10. A esquerda amostra retirada de 850°C para o resfriamento ao ar, tamanho de grão menor que 10 na escala ASTM, a direita amostra retirada de 1000°C para o resfriamento ao ar, tamanho de grão 8 na escala ASTM. Ampliação: 200X.

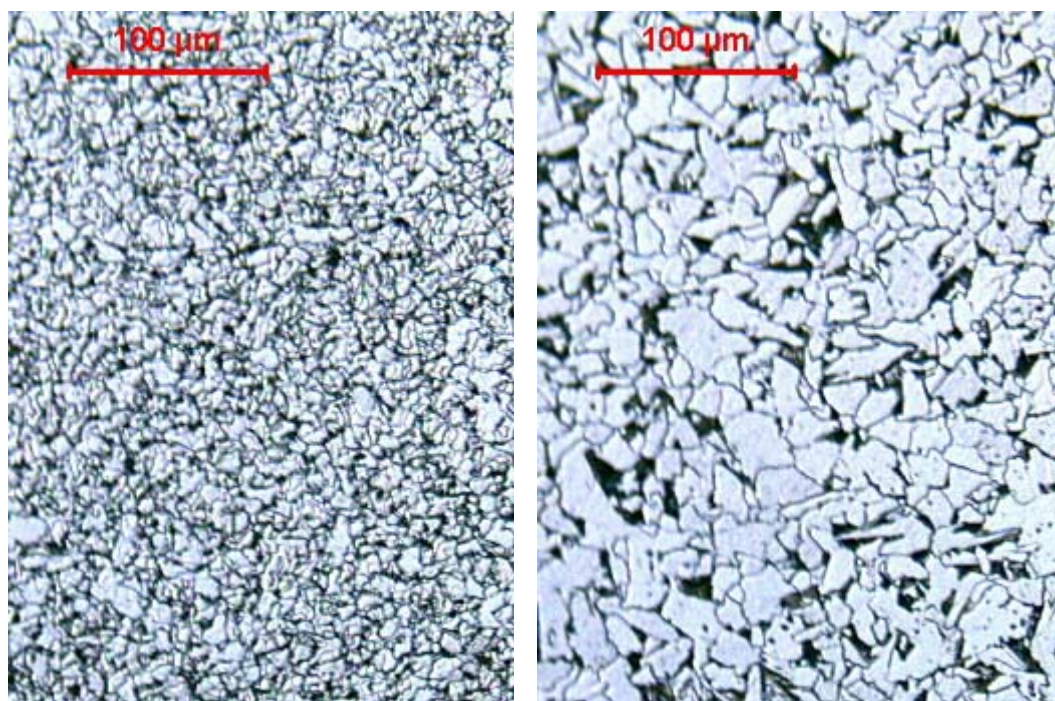


Figura 3.27: Lote 13210353 com tamanho de grão de partida menor que 10. A esquerda amostra retirada de 850°C para o resfriamento ao ar, tamanho de grão menor que 10 na escala ASTM, a direita amostra retirada de 1000°C para o resfriamento ao ar, tamanho de grão 8 na escala ASTM. Ampliação: 200X.

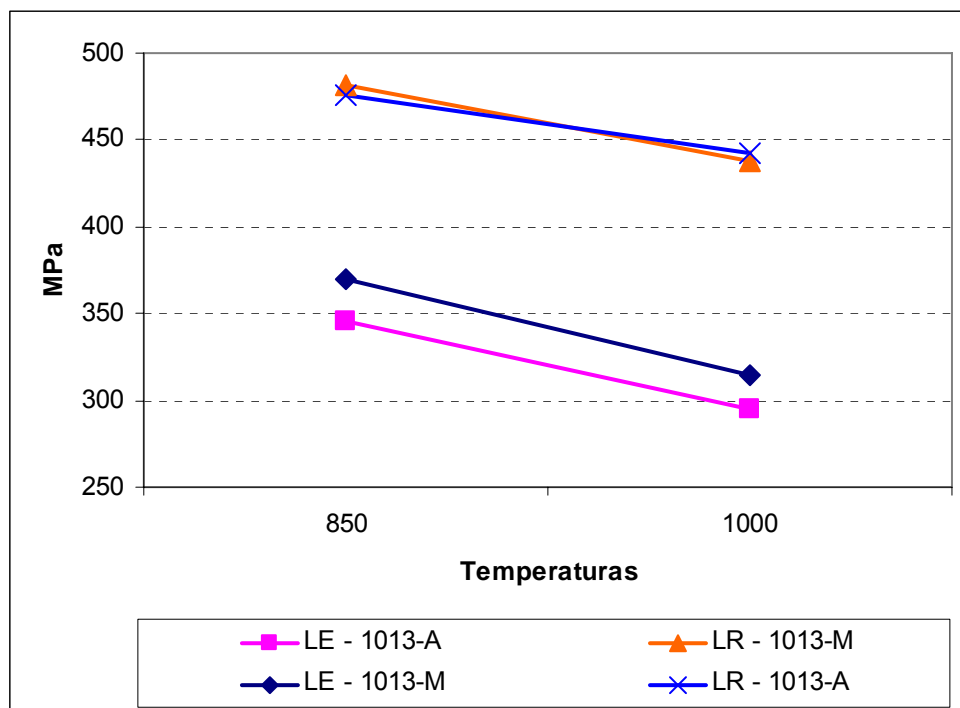


Figura 3.28: 2ª Etapa (presença do vanádio) - Limites de escoamento e resistência para os lotes testados nas temperaturas de interesse. A identificação “1013-A” representa o fio máquina sem a presença do vanádio na sua composição e o “1013-M” o fio máquina com vanádio na sua composição química.

Na figura 3.28, segunda etapa do teste, o aço com vanádio em sua composição química apresentou um limite de escoamento superior em 30 MPa em relação ao aço de mesma qualidade, porém sem a presença do vanádio em sua composição.

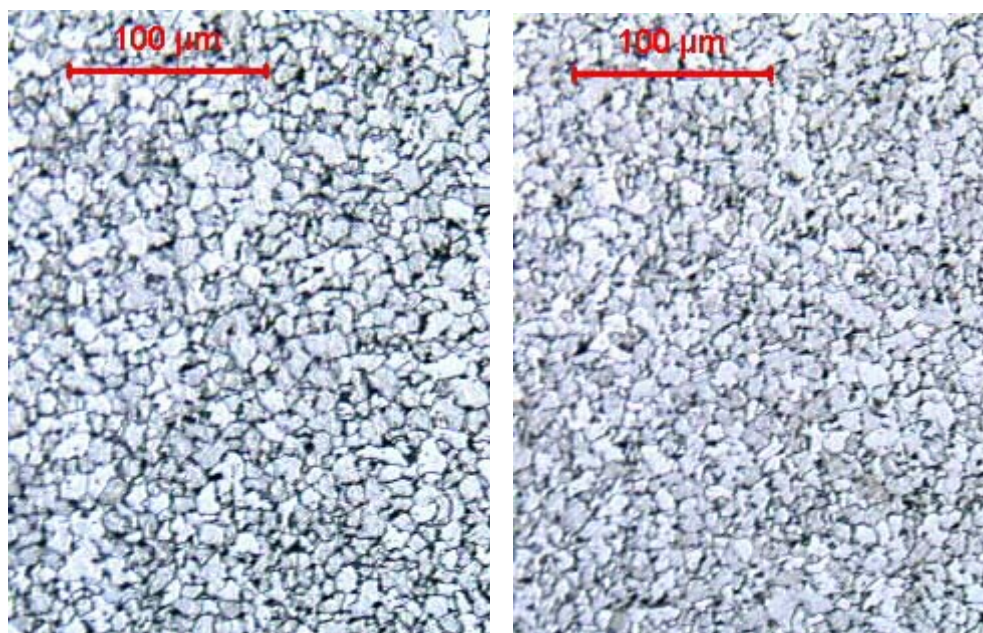


Figura 3.29: Amostras retiradas de 850°C para o resfriamento ao ar. A esquerda, amostra do aço sem vanádio (1013-A), tamanho de grão entre 8 e 9 na escala ASTM. A direita, aço com vanádio (1013-M), tamanho de grão menor que 10 na escala ASTM. Ampliação: 200X.

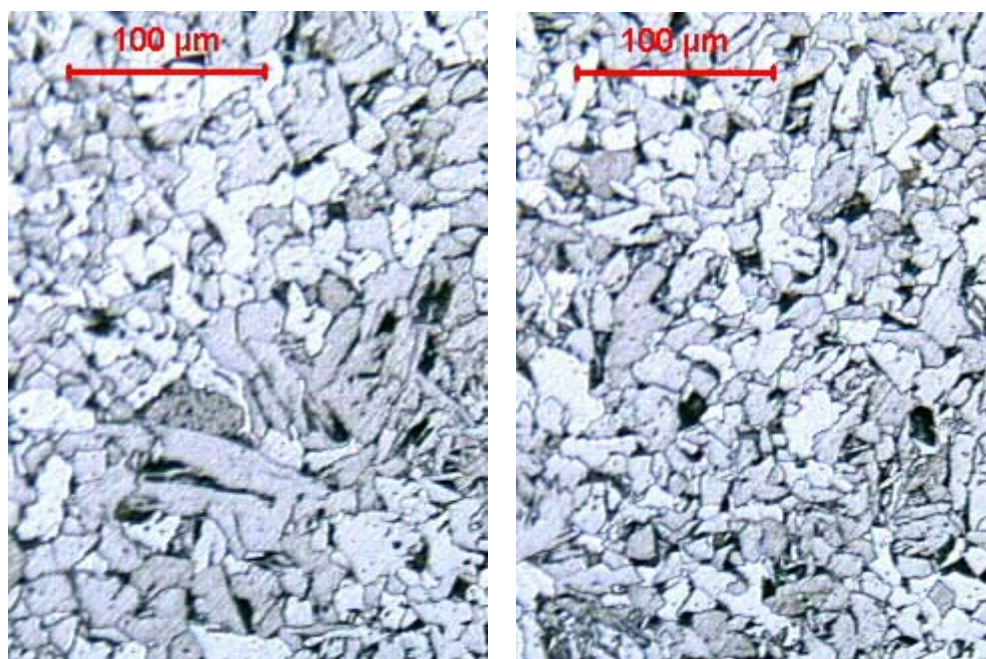


Figura 3.30: Amostras retiradas de 1000°C para o resfriamento ao ar. A esquerda, amostra do aço sem vanádio (1013-A), tamanho de grão 8 na escala ASTM. A direita, aço com vanádio (1013-M), tamanho de grão entre 9 e 10 na escala ASTM. Ampliação: 200X.

Observando-se a figura 3.29, nota-se a diferença, ainda que não grande, entre o tamanho de grão do aço com vanádio para o aço sem o vanádio, a maior quantidade de grãos crescidos é vista no aço 1013-A.

3.4 RESULTADOS

3.4.1 Curvas Tensão em função da Deformação a Quente

A figura 3.31 apresenta as curvas de engenharia para a tensão versus deformação em milímetros. Observa-se que entre as temperaturas de 800°C e 960°C tem-se uma deformação entre 0,35 e 0,45 com uma tensão variando de 190MPa a 250MPa, que é alta se comparada a faixa de temperaturas que vai de 990°C a 1140°C, que apresenta tensões entre 115MPa a 165MPa com deformações de 0,35 a 0,40. Ainda pode-se observar que a tensão máxima atingida a 800°C é menor que a alcançada a 860°C.

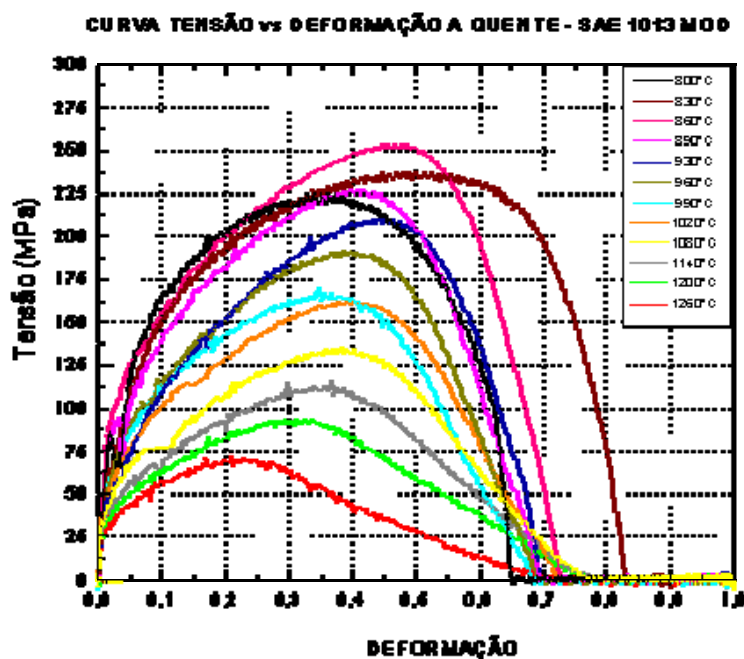


Figura 3.31: Curvas tensão vs. deformação a quente.

3.4.2 Tensão Máxima e Redução de Área em função da Temperatura

Na Figura 3.32 são apresentadas às curvas de tensão máxima e redução de área em função da temperatura, pode-se observar descontinuidades na faixa de temperatura entre 830°C e 890°C. Há uma visível redução na ductilidade do material e é o ponto de maior resistência à deformação.

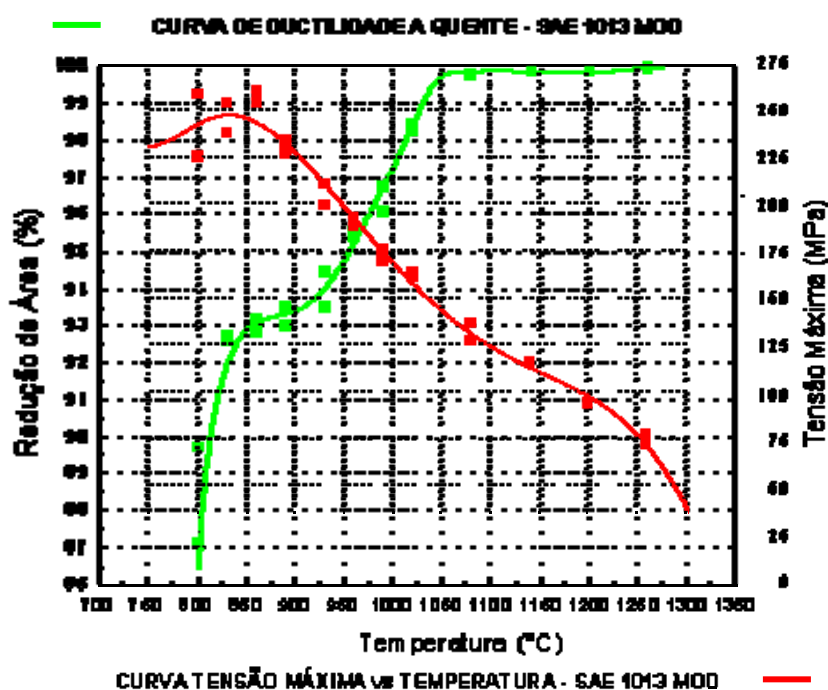


Figura 3.32: Curvas tensão máxima e redução de área em função da temperatura. A curva em verde representa a redução de área percentual, enquanto a curva em vermelho representa a tensão máxima.

3.4.3 Alongamento em função da Temperatura

Na Figura 3.33 é apresentada a curva de alongamento, em percentual, em função da temperatura para taxa de deformação de 5 s^{-1} . Verifica-se que, para a faixa de temperatura entre 830°C e 930°C, faixa esta que contém as tensões máximas e a redução no incremento da redução de área mostradas na Figura 3.32, temos uma brusca queda no alongamento.

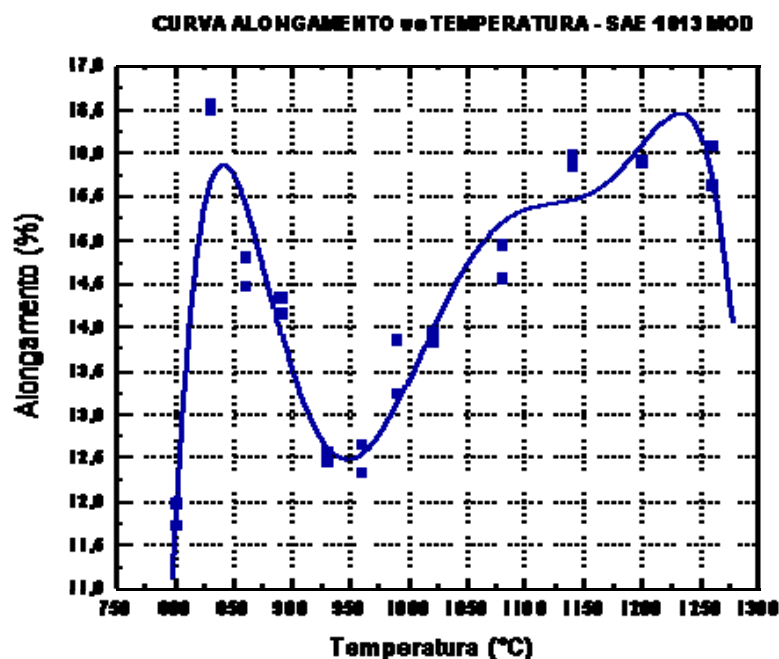


Figura 3.33: Curva de alongamento (%) em função da temperatura.

3.4.4 Suscetibilidade a trincas superficiais

Foram realizados testes de compressão no material com taxa de deformação de 5 s^{-1} (limite da máquina utilizada) para a observação quanto ao surgimento de trincas.

Tabela 3.6 : Avaliação das amostras conforme temperatura

Temperatura (°C)	GG-1013-M	
	AM 1	AM 2
800	Sem trincas	Sem trincas
870	Sem trincas	Sem trincas
940	Sem trincas	Sem trincas

Conforme indicado na tabela 3.6, nenhum dos corpos de prova apresentou trinca, no entanto deve-se levar em consideração que a taxa de deformação usada de 5 s^{-1} é muito inferior a taxa real do laminador, por volta de 180 s^{-1} , e que aumentando-se a taxa de deformação aumenta-se a tensão de escoamento e perda da ductilidade do material.

3.4.5 Temperaturas AC1 e AC3

Tabela 3.7 : Temperaturas determinadas em ensaio para AC1 e AC3 em °C.

Qualidade	GG-1013-M	
Amostra	1	2
AC1	728	731
AC3	903	908

3.5 DISCUSSÃO SOBRE OS RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Em relação a tensão máxima, a curva revela uma mudança no comportamento do material GG-1013-M na faixa de temperatura entre 800°C e 890°C. Há um aumento na tensão máxima, provavelmente causado pelo endurecimento da matriz por precipitados. Com o aumento da temperatura a partir dos 880°C há certa linearidade entre o aumento da temperatura e o decréscimo da tensão, sugere-se então que estes precipitados comessem a dissolver-se na matriz a partir desta temperatura.

Avaliando-se a redução de área do aço GG-1013-M, este apresentou boa ductilidade a quente, porém na faixa de temperaturas entre 825°C e 890°C houve uma descontinuidade, uma redução no incremento de ductilidade do material, convergindo com a observação em relação ao aumento da tensão máxima nesta faixa de temperaturas.

Avaliando-se o alongamento do aço GG-1013-M, ocorre uma acentuada redução do alongamento na faixa de temperatura entre 800°C e 930 °C, com certa instabilidade nos resultados. A partir dos 950°C o alongamento cresce com o aumento da temperatura. Novamente os resultados convergem, mostrando que a faixa de temperaturas entre aproximadamente 800°C e 900°C oferece maior resistência à deformação.

Quanto ao teste de suscetibilidade de trincas, o aço GG-1013-M não apresentou trincas neste ensaio em nenhuma das temperaturas simuladas com taxa

de deformação máxima de 5 s^{-1} . No entanto deve-se considerar o fato de não atingir-se a taxa de deformação real do Bloco Laminador Morgan no teste simulado, que é de aproximadamente 180 s^{-1} . Certamente o comportamento do material tenderá à ser bem mais frágil, em função de tamanha taxa de deformação, pois a tensão de escoamento aumentará significativamente.

Foram realizados testes para reconhecer a temperatura real de fronteira da região crítica, supondo-se que o aço GG-1013-M possui um maior campo de ferro α + ferro γ .

Considerando os resultados obtidos com estes testes podemos dizer que o aço GG-1013-M possivelmente apresenta uma formação de nitretos de vanádio muito forte ente 800°C a 900°C e pode causar influência direta sobre o alongamento e a tensão máxima do material, como já abordado. Apesar do material ter apresentado boa ductilidade, observa-se um “platô” no gráfico na faixa de temperaturas entre 825°C e 890°C , significando uma redução no incremento da estrição da amostra, possivelmente em função da formação de precipitados.

Em razão das curvas construídas foi possível determinar a faixa de temperatura economicamente viável para conformação deste aço em estudo sem comprometimento com a qualidade desejada para o produto final. Para o aço GG-1013-M a faixa ótima de laminação considerada foi de 990 a 1140°C , pois é nesta faixa onde conseguimos atingir boa deformabilidade com valores não tão altos de resistência à deformação.

3.6 DISCUSSÃO SOBRE OS RESULTADOS PRÁTICOS

As temperaturas escolhidas para funcionamento do forno de reaquecimento da laminação, 1000°C e 1100°C , foram escolhidas por estarem fora da região de transição de fase e também pela limitação de temperatura mínima para laminar. Com ajuste para 1000°C houve o rompimento de um fusível mecânico na última gaiola do desbaste. No entanto, quando temos paradas no laminador, barras ficam pelo caminho aguardando liberação para serem laminadas, assim este estudo é válido para limitar a temperatura destas barras, ou seja, para que não entrem no bloco laminador a temperaturas dentro da região de transformação de fase.

Baseado na análise visual do fio máquina laminado e medição do comprimento esboroado da cabeça da barra, ainda não se pode dizer que em função da temperatura, seja ela 1000°C ou 1100°C, houve redução na área defeituosa. Uma população maior à ser analisada terá que ser tomada para tal avaliação.

As análises estatísticas de correlação entre a composição química e propriedades mecânicas, mostram que a faixa de composição química exerce influência significativa sobre os resultados de propriedades mecânicas, isto pode ser observado na Figura 3.19 e 3.20, onde tem-se em cada uma, duas populações distintas, indicando os extremos da faixa de composição química do aço GG-1013-M.

3.7 DISCUSSÃO SOBRE OS RESULTADOS DA SIMULAÇÃO EM LABORATÓRIO

Os aços 1013-A e 1013-M, laminados em fio máquina, têm ajuste de temperaturas para laminação iguais, porém o fio máquina 1013-A não apresenta uma incidência de defeitos na “cabeça” da barra tão crítica quanto o 1013-M, assim pode-se dizer que baseado nas análises realizadas nesta simulação em laboratório, fica novamente evidente que trabalhar este aço GG-1013-M na região intercrítica não é indicado por apresentar maior resistência, muito provavelmente, causada pela precipitação do elemento de liga, neste caso, o vanádio. Isto pode contribuir para a potencialização do aparecimento de defeitos, como o esboroamento da cabeça do fio máquina.

Outra abordagem que se pode considerar é que como o laminador em questão (Laminador 1) não possui controle sobre a taxa de resfriamento, sendo esta impactada pela temperatura ambiente, o fio máquina, qualidade GG-1013-M, que partir para o resfriamento ao ar da região austenítica, onde os precipitados estão dissolvidos na matriz, tenderá a apresentar resistência menor quando submetido a taxas maiores de resfriamento do meio e isto poderá acarretar em impacto na qualidade intrínseca (limite de escoamento) dos produtos que partem deste fio máquina.

4 CONCLUSÕES

Analisando os resultados de simulação laboratorial e os resultados obtidos na observação e ensaios do teste prático no laminador, bem como trabalhos anteriores sobre o tema, chega-se as seguintes conclusões:

1. A resistência a deformação a quente aumenta quando este aço, GG-1013-M, é trabalhado em sua região de transição (intercrítica), pois a medida que a temperatura diminui da região austenítica para a ferrítica, aumenta-se a supersaturação e, conseqüentemente, o potencial de precipitação do elemento de liga.
2. A ação de endurecimento da matriz no processo de conformação a quente causada pelo vanádio é minimizada quando há um resfriamento brusco da região austenítica para a ferrítica, pois não há tempo suficiente para a formação dos precipitados responsáveis pelo incremento de resistência.
3. No teste realizado no laminador, usando duas temperaturas de ajuste no reaquecimento, 1000°C e 1100°C, não ficou evidente a correlação com a resistência apresentada pelo fio máquina, como era esperado, por ambas as temperaturas estarem dentro da região austenítica do aço GG-1013-M.
4. A variação dos teores de vanádio e nitrogênio, mesmo dentro da faixa estipulada de produção do aço GG1013-M, exerce visível influência na resistência do fio máquina, pois nos histogramas referentes ao LE e LR observa-se duas populações, uma inferior e outra superior.
5. Quando usamos a composição do aço GG-1013-M para situá-lo nas figuras (2.3) e (2.8) temos, muito provavelmente, a formação apenas de nitreto de vanádio.
6. É sabido que a dimensão e distribuição dos precipitados é que proporcionarão maior ou menor impacto no incremento de resistência. Deste modo, deve-se buscar uma distribuição uniforme e densa de pequenos precipitados para que o mecanismo de Orowan para o movimento de

discordâncias em um cristal contendo partículas precipitadas possa promover o incremento desejado na resistência. Na deformação a quente, estes precipitados tem que estar dissolvidos para evitar um aumento indesejável da resistência a deformação e diminuição do limite de deformação, podendo gerar falhas indesejadas.

5 SUGESTÃO DE TRABALHOS POSTERIORES

Em um futuro trabalho, sugere-se a utilização de máquina de torção para os testes simulados, onde a taxa de deformação pode atingir patamares mais próximos do realizado pelo bloco laminador.

Os controles de temperatura, a fim de assegurar uma estabilidade térmica, podem ser melhorados. Uma laminação controlada forneceria resultados melhores.

Para evidenciarmos o tamanho, tipo de precipitado e sua distribuição, o uso de um microscópio eletrônico de transmissão faz-se necessário.

Dada o alto custo da adição de elementos de liga em aços, poder-se-á realizar estudo para substituição do vanádio, uma vez que na ausência de um bom controle da taxa de resfriamento do fio máquina, ele faz-se necessário para obtenção dos patamares de escoamento regulamentados pela NBR 7480/2007 - Barras e fios de aço destinados a armaduras de concreto armado para o fio de aço. O uso do nióbio combinado com elementos, como por exemplo o titânio, que aumentem sua solubilidade a temperaturas menores, mais aproximadas as do vanádio, seria de interesse, pois o Brasil é um grande produtor de nióbio. Também o alumínio e o boro são elementos passíveis de estudos para aplicação neste fim.

7 BIBLIOGRAFIA

LOURENÇO, N. J. Estudo da Deformação de um Aço Microligado ao Vanádio na Região de Transição de Fase. Tese. UFSCar, São Carlos, 2001.

GORNI, Antônio. A.; SILVEIRA, José H. D. Modelo Matemático para Cálculo da Solubilização em Aços Microligados ao Nióbio, Titânio e/ou Vanádio. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 31. 1994, Juiz de Fora, MG. P 82-93.

GLADMAN, T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. Leeds: The School of Materials – The University of Leeds, UK, 1997. p 81-104.

DIETER, George E. Mechanical metallurgy. 2nd ed. New York: Mcgraw-Hill, 1976. p. 190-231, 531-552.

REED-HILL, Robert E. Physical Metallurgy Principles. 3rd ed. Boston, Mass. 1994. p. 506-534.

MANDZIEJ, S.T. - Testing for Susceptibility to Hot Cracking on Gleeble™ - Physical Simulator. Berlin, The Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM), 2004. 21p.

GORNI, Antônio. A.; CAVALCANTI, C. G. Efeito dos elementos de liga sobre a resistência à deformação a quente de aços ao carbono e microligados. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE TECNOLOGIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS, 2. 1997, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1997. 18p.

GORNI, Antônio. A.; XAVIER, M. D. e outros. Modelamento matemático do efeito dos elementos de liga dos aços sobre sua resistência à deformação a quente.

In: CONGRESSO NACIONAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 56. 2001, Belo Horizonte, MG. 8 p.

MINTZ, B.; ABUSHOSHA, R. Influence of vanadium on hot ductility of steel. Ironmaking and Steelmaking, v 20, n. 6, p. 445-451, 1993.

LAGNEBORG, R.; STANISLAW, Z. A model for interphase precipitation in v-microalloyed structural steels. Metallurgical and Materials Transactions, v 31A, p. 1-11. March, 2000.

STANISLAW, Z. Ferrite grain refinement and precipitation strengthening in v-microalloyed steels. In: MWSP Conference Proceedings., 43, 2001, Charlotte, USA. v 39, p. 497-508.

YONGQUAN Z., CAIFU Y., SHUPING L., Study of V-N Microalloyed Steels for Reinforcing Bars. In: Proceedings of the Symposium on the Promotion of New Grade III Reinforcing Bar and V-N Microalloying Technology; Beijing China; February 2000. p. 1-12.

CAIFU Y., GLODOWSKI R.J., Research, Production, and Application of V-N Microalloyed High-Strength Rebar in China. In: International Conference on New Developments in Long and Forged Products; Winter Park, Colorado; June 2006.

GARCIA-MATEO C., CAPDEVILA C., CABALLERO F. G., ANDRÉS C. G., Influence of V Precipitates on Acicular Ferrite Transformation – Part 1: The Role of Nitrogen. Iron and Steel Institute of Japan – ISIJ Internatonal, June 2008. v. 48, n° 9, p. 1270-1275.