

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  
PPGE3M

DESENVOLVIMENTO DO SAE 1312 MODIFICADO AO NIÓBIO PARA  
PARAFUSOS CLASSE 8.8 CONFORMADOS A FRIO

Karelina Bueno  
Engenheira de Materiais

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

Porto Alegre  
2012

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  
PPGE3M

DESENVOLVIMENTO DO SAE 1312 MODIFICADO AO NIÓBIO PARA  
PARAFUSOS CLASSE 8.8 CONFORMADOS A FRIO

Kareline Bueno  
Engenheira de Materiais

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Siderurgia.

Porto Alegre  
2012

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

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt, DEMET, UFRGS

Dr. Andre Ronaldo Froelich, UNISINOS

Dr. Luis Augusto Colembergue Klujso, Gerdau Aços Especiais

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGE3M

Porto Alegre, Março de 2012.

*“A vida só pode ser compreendida olhando-se para trás, mas só pode ser vivida olhando-se para frente”*

*Soren Kierkegaard*

A todos aqueles que de uma forma ou de outra contribuíram para a realização deste trabalho, em especial aos meus pais pelo exemplo de vida e amor.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me dado força e coragem. Por ter me dado à oportunidade e me ajudado a aproveitá-la.

Aos meus pais, Délcio e Mônica Bueno, pelo exemplo de vida, pelo amor, companheirismo e todos os valores que me incentivaram a chegar aqui.

Ao Prof. Afonso Reguly, pela confiança, atenção e orientação.

A equipe Gerdau Aços Especiais Brasil, pela confiança na realização deste trabalho, à equipe de P&D de Charqueadas e Pindamonhangaba que tiveram contribuição ímpar para os resultados: Flávia, Tássia, João, Jader, Leila e Joel.

Aos colegas da Aciaria (David, Marino, Paulo Fernandes), Laminação (Minella, Mário, Adriano) e Arames (Lissandra, Henrique) pelo envolvimento, discussão do processo e apoio para o sucesso do projeto.

À equipe da CISER porcas e parafusos pela parceria firmada e envolvimento para os resultados do projeto.

A todos, que de uma forma ou de outra, contribuíram para o trabalho.

## RESUMO

A elevada competitividade no mundo global de hoje em dia traz à tona diversos desafios à indústria metal-mecânica. Os dois maiores pilares nesta busca pela excelência são os custos e a sustentabilidade, já que a qualidade do produto é competência intrínseca no século XXI. Os aços microligados ganham importância neste cenário, pois sua utilização, geralmente, permite a supressão ou ao menos redução de alguns processos produtivos, o que se traduz em diminuição de custos e, muitas vezes, redução nos aspectos e impactos ambientais. Neste trabalho, buscou-se desenvolver uma composição química e um processo produtivo adequado para parafusos da classe 8.8 que, utilizando-se dos diversos mecanismos de endurecimento dos aços, fosse capaz de eliminar etapas de tratamentos térmicos ao longo do processo. O trabalho contou com o vazamento de uma corrida de um aço microligado ao nióbio, sua posterior conformação mecânica através da laminação, onde vários parâmetros foram avaliados na busca das melhores propriedades mecânicas, o processo de trefilação e conformação a frio dos parafusos e, por fim, o único tratamento térmico da cadeia: o envelhecimento. No decorrer de todas as etapas o material esteve sob avaliação dos parâmetros de processo e de suas propriedades mecânicas, utilizando-se basicamente de ensaios de tração e micrografias. Como resultado do estudo, é afirmada a viabilidade de produção destes parafusos de uma maneira mais sustentável, em função da redução de etapas no projeto e, portanto de seus insumos, possibilitando que o mesmo produto tenha agora um maior retorno financeiro (pelo menor custo de produção), ou mesmo sua oferta facilitada ao mercado de fixadores. Isso pode ser concluído já que, mesmo sem o tratamento de têmpera e revenido, o material atendeu as especificações da ISO 898-1 com folga, apresentando limite de resistência de até 1000MPa, limite de escoamento de 870MPa, alongamento e redução de área de 16 e 60% respectivamente.

Palavras-chave: aço microligado, nióbio, endurecimento, parafusos.

## ABSTRACT

The highly competitive global world of today brings many challenges to the metalworking industry. The two major pillars of this quest for excellence are sustainability and costs, since the quality of the product is intrinsic competence in the XXI century. Microalloyed steels have great importance in this scenario, because their use usually allows, the elimination or at least reduction of some production processes, which translates into lower costs and environmental impact. The objective of this work was to develop a chemical composition and a production route suitable for the 8.8 strength class screws using different steel hardening mechanisms to enable the elimination of heat treatment steps in the production process. During this work a continuous casting niobium microalloyed steel was produced followed by subsequent mechanical forming by hot rolling, where several parameters were evaluated to find the best mechanical properties, the process of drawing and cold forming screws, and finally , the single heat treatment of the chain: the aging. During all stages the material was under evaluation of process parameters and mechanical properties, primarily using tensile tests and micrographs. As a result of the study, it affirmed the feasibility of producing these screws in a more sustainable, due to the reduction of steps in the project, and therefore of its inputs, allowing the same product has a higher economic return (at lower cost production), or even easier to market its offering of fasteners. This can be done since, even without the treatment of quenching and tempering, the material met the specifications of ISO 898-1 with clearance, with tensile strength of up to 1000MPa, yield strength of 870MPa, elongation and reduction of area of 16 and 60% respectively.

Keywords: microalloyed steels, niobium, hardening, screws.

## SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO .....	1
2.	OBJETIVO.....	3
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1	Mecanismos de endurecimento .....	4
3.1.1	Solução sólida.....	4
3.1.2	Controle do tamanho de grão .....	5
3.1.3	Encruamento.....	6
3.1.4	Precipitação .....	8
3.1.4.1	Produto de solubilidade .....	9
3.1.4.2	Precipitação na austenita .....	12
3.1.4.3	Precipitação interfásica.....	13
3.1.4.4	Precipitação na ferrita.....	15
3.1.5	Transformação de fase.....	16
3.2	Utilização dos aços microligados .....	18
3.3	Influência dos Microligantes – Nb, Ti, V .....	19
3.4	Processo de produção dos parafusos .....	23
3.4.1	Aciaria .....	25
3.4.2	Laminação .....	28
3.4.3	Trefilação.....	32
3.4.4	Forjamento a frio .....	34
3.4.5	Envelhecimento .....	35
4.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	37

4.1	Materiais .....	37
4.2	Metodologia.....	37
4.3	Simulações termomecânicas.....	38
4.4	Experimentos .....	38
4.4.1	DOE (Design of experiments) na laminação.....	38
4.4.2	Curva de Encruamento .....	39
4.4.3	Curva de Envelhecimento.....	40
4.5	Caracterização do material. ....	41
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	42
5.1	Simulações termomecânicas.....	42
5.1.1	Ductilidade a quente .....	42
5.1.2	Diagrama CCT.....	46
5.2	Propriedades mecânicas do material laminado.....	47
5.3	Propriedades mecânicas do material trefilado.....	53
5.4	Propriedades Mecânicas do Material Envelhecido.....	58
6.	CONCLUSÕES.....	63
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	65
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	66

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Comparativo do processo tradicional e com o uso dos aços microligados na produção de parafusos da classe 8.8. ....	2
Figura 3.1	Efeito endurecedor dos elementos por solução sólida no aço. ....	5
Figura 3.2	Curva de Escoamento para cristais do tipo CFC <sup>5</sup> .....	8
Figura 3.3	Esquema de deformação a frio: (a) 10% de redução em área – início da formação de células e fontes de novas discordâncias e (b) 50% de redução em área – grande densidade de discordâncias e formação de subgrãos <sup>3</sup> .....	8
Figura 3.4	Comparação dos produtos de solubilidade de carbonetos e nitretos <sup>2</sup> . 12	
Figura 3.5	Curvas típicas de precipitação do carbonitreto de nióbio na austenita imediatamente depois de uma redução de 50% na espessura através de laminação a quente <sup>2</sup> . 14	
Figura 3.6	Precipitação interfásica em aço microligado ao nióbio e sua representação esquemática. ....	15
Figura 3.7	Mecanismo de precipitação pelo tratamento de envelhecimento <sup>23</sup> .....	17
Figura 3.8	Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas ferrítico-perlíticas e bainíticas. ....	17
Figura 3.9	Alterações no limite de resistência a fadiga e tenacidade em algumas partes estruturais entre 1980 e 2000 <sup>27</sup> .....	18
Figura 3.10	Efeito do Nb na microestrutura dos HSLA durante vários procedimentos <sup>33</sup> . 20	
Figura 3.11	Influência do refino de grão e da precipitação no aumento da resistência mecânica de um aço microligado ao vanádio. ....	20
Figura 3.12	Representação dos possíveis efeitos do Nb no processamento termomecânico <sup>42</sup> . 23	

Figura 3.13	Passos de conformação de um parafuso. ....	24
Figura 3.14	Fluxo de produção de uma aciaria elétrica. ....	25
Figura 3.15	Classificação dos aços quanto ao seu potencial ferrítico. <sup>46</sup> .....	26
Figura 3.16	Efeito do Nb e Al na ductilidade a quente de HSLA <sup>48</sup> .....	27
Figura 3.17	Janela de temperatura de operação no lingotamento contínuo por Jansto <sup>49</sup> . ....	27
Figura 3.18	Figura esquemática da laminação a quente. ....	28
Figura 3.19	Ilustração das alterações microestruturais conforme a temperatura de conformação. ....	29
Figura 3.20	Comparação de resultados de limite de resistência e Charpy à temperatura ambiente em forjamento convencional e termomecânico . ....	31
Figura 3.21	Tamanho de grão e energia de impacto de uma flange sob diferentes processos de laminação <sup>56</sup> .....	32
Figura 3.22:	Princípio de Trefilação .....	33
Figura 3.23	Representação esquemática do processo de trefilação <sup>57</sup> .....	33
Figura 3.24	Desenho esquemático de um ciclo completo de envelhecimento <sup>62</sup> ..	36
Figura 5.1	Ductilidade a quente do aço SAE 1312mod na taxa de deformação do endireitamento de tarugos no lingotamento para diferentes temperaturas. ....	43
Figura 5.2	Fraturas do aço SAE 1312mod sob a taxa de deformação do endireitamento de tarugos a diferentes temperaturas. ....	43
Figura 5.3	Superfície de resposta da ductilidade a quente para o aço DIN 20MnCr5 mod ao Nb em função da velocidade de lingotamento e intensidade de resfriamento secundário <sup>46</sup> .....	44
Figura 5.4	Ductilidade a quente do aço SAE 1312mod sob taxas de deformação de 5s <sup>-1</sup> . ....	45
Figura 5.5	Fraturas do aço SAE1312 mod ao Nb para diferentes temperaturas sob a taxa de deformação de 5s <sup>-1</sup> .....	45
Figura 5.6	Curva CCT do aço SAE 1312mod. ....	46

Figura 5.7 Limite de Resistência do SAE 1312mod laminado com diferentes temperaturas de bobinamento e taxas de resfriamento.....	48
Figura 5.8 Limite de Escoamento do SAE 1312mod laminado com diferentes temperaturas de bobinamento e taxas de resfriamento.....	48
Figura 5.9 Micrografias ótica do aço SAE1312 mod bobinado a alta temperatura com taxa de resfriamento: (a) alta; (b) média; (c) baixa e (d) muito baixa. ....	49
Figura 5.10 Micrografias eletrônica de varredura do aço SAE1312 mod bobinado a alta temperatura com taxa de resfriamento: (a) alta; (b) média; (c) baixa e (d) muito baixa. ....	50
Figura 5.11 Tamanho de grão austenítico em taxa de resfriamento: (a) alta e (b) baixa. ....	50
Figura 5.12 Redução de área do SAE 1312mod laminado com diferentes temperaturas de bobinamento e taxas de resfriamento.....	51
Figura 5.13 Alongamento do SAE 1312mod laminado com diferentes temperaturas de bobinamento e taxas de resfriamento.....	51
Figura 5.14 Microscopia eletrônica de varredura indicando região apresentando perlita degenerada. Ataque Nital 2%.....	52
Figura 5.15 Microscopia eletrônica de varredura da superfície das fraturas do ensaio de tração do SAE 1312 mod laminado em diferentes taxas de resfriamento: (a) taxa alta; (b) taxa média; (c) taxa baixa e (d) taxa muito baixa. ....	53
Figura 5.16 Limite de resistência do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa. ....	54
Figura 5.17 Limite de escoamento do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa.....	55
Figura 5.18 Redução de área do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa. ....	55
Figura 5.19 Alongamento do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa. ....	55
Figura 5.20 Microestrutura encruada: (a) alta taxa de resfriamento – 15% de redução de área; (b) alta taxa de resfriamento – 30% de redução de área; (c) baixa taxa de	

resfriamento – 15% de redução de área e (d) baixa taxa de resfriamento – 30% de redução de área. 56

Figura 5.21 Propriedades mecânicas no pico de envelhecimento de amostras pré deformadas a frio e não deformadas..... 57

Figura 5.22 Microscopia eletrônica de transmissão: amostra não deformada e amostra pré deformada . ..... 58

Figura 5.23 Limite de resistência do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA. .... 59

Figura 5.24 Limite de escoamento do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA. .... 59

Figura 5.25 Microestruturas óticas do material bobinado a alta temperatura, resfriado com alta taxa, trefilado a 25% e envelhecido a: (a) 300; (b) 400; (c) 500 e (d) 600°C.....60

Figura 5.26 Redução de área do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA..... 61

Figura 5.27 Alongamento do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA..... 61

Figura 5.28 Dureza do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA..... 62

Figura 7.1 Análises de MET: (a) Precipitados ancoradas em discordâncias da rede e precipitados mais finos dispersos na rede e (b) Precipitado em contorno de grão. .... 65

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 3.1	Produtos de solubilidade do Nb, V e Ti na austenita e ferrita,,.....	11
Tabela 3.2	Efeito dos principais elementos microligantes no aço. ....	22
Tabela 3.3	Especificações dos parafusos – ISO 898-1 <sup>1</sup> . ....	24
Tabela 3.4	Comparação entre os processos de forjamento a quente e a frio <sup>60</sup> .....	34
Tabela 4.1	Faixa de composição química do aço utilizado.....	37
Tabela 4.2	Condições do DOE na laminação. ....	39
Tabela 4.3	Condições de teste para Curva de Encruamento. ....	40
Tabela 4.4:	Condições de teste para Curva de Envelhecimento. ....	41

## 1. INTRODUÇÃO

A cadeia produtiva tem enfrentado diversos desafios atualmente. No auge de se trabalhar de maneira sustentável em seus processos, inúmeros são os conceitos que devem ser revistos. Este panorama não é diferente na indústria de fixadores.

Nas etapas de produção dos fixadores, muitos são os insumos utilizados e alguns deles têm um impacto fortemente negativo como, por exemplo, a energia utilizada no tratamento térmico a qual não é renovável e o meio de têmpera que precisa de um tratamento e destinação bem específica para não se tornar mais um poluente.

É neste cenário que os aços microligados assumem um papel bastante peculiar: Com a sua utilização, algumas etapas do processo podem ser eliminadas contribuindo tanto para a redução de custos quanto na diminuição de insumos como energia ou meio de têmpera (água ou óleo).

Desde a década de 80, diversos autores<sup>26-32</sup> exploram a linha de utilização de microligados para forjamento a frio e apresentam resultados bastante consistentes em seus trabalhos, garantindo produtos que aliam boas propriedades mecânicas com ductilidade suficiente nas peças. Estes estudos são baseados no uso dos diversos mecanismos de endurecimento apresentados na metalurgia alternativamente às reações de transformação de fase, representada pela têmpera e revenimento na produção dos fixadores.

Utilizando-se dos demais mecanismos de endurecimento (solução sólida, controle do tamanho de grão, precipitação e encruamento), é mostrado neste trabalho a viabilidade de produção de parafusos da classe 8.8 sem a necessidade do processo de têmpera e revenimento. Desta forma, pode-se observar a redução de etapas com a utilização do processo alternativo conforme Figura 0.1.

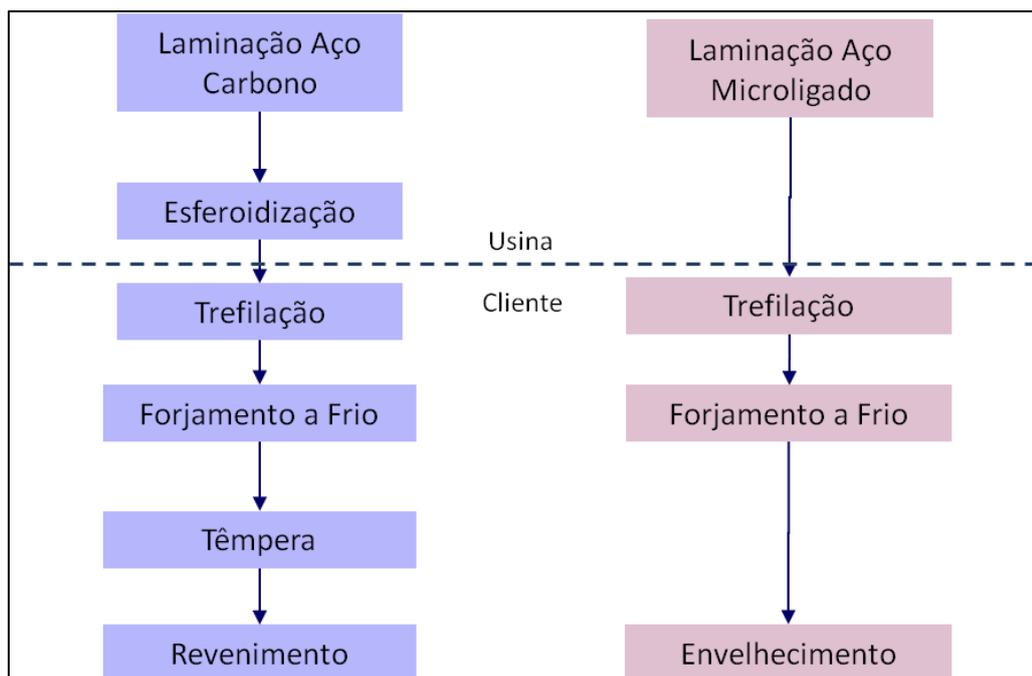


Figura 0.1 Comparativo do processo tradicional e com o uso dos aços microligados na produção de parafusos da classe 8.8.

Para o sucesso do uso dos aços microligados, o desenvolvimento de uma composição química com uma determinada quantidade de microligantes não é o suficiente. É necessário otimizar parâmetros do processo produtivo que influenciam nas propriedades do material. Assim, parâmetros como temperatura de lingotamento e de laminação, taxa de resfriamento na laminação e grau de redução a frio do material são determinantes para o atendimento das propriedades.

Pelos motivos acima descritos é que neste trabalho foram testadas diferentes condições de processo a fim de otimizar as propriedades e obter um produto que atenda as especificações da norma ISO 898-1 – *Mechanical Properties of Fasteners made of carbon steel and alloy steel*<sup>1</sup>.

## **2. OBJETIVO**

O objetivo deste trabalho é desenvolver uma composição química combinada a um processo termomecânico de um aço microligado capaz de atender as especificações da classe de parafusos 8.8 da norma ISO 898-1<sup>1</sup>.

Para isso, será necessário obter resultados de cada etapa do processo (laminação, conformação a frio e envelhecimento), quantificando-os e entendendo os mecanismos de endurecimento atuantes em cada uma destas etapas.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Mecanismos de endurecimento

Nas palavras de Gladman<sup>2</sup>, o limite de resistência dos aços pode ser incrementado por um ou mais dos seguintes mecanismos:

- a) Solução sólida
- b) Refinamento de grão
- c) Precipitação
- d) Trabalho a frio.

Estes mecanismos todos partem de uma característica comum que é a habilidade de aumentar a resistência aplicada requerida para iniciar a deformação plástica.

Alguns autores como Dieter<sup>3</sup> preferem acrescentar como mecanismo endurecedor a conhecida reação martensítica ou bainítica, cujo endurecimento se daria pelo cisalhamento da estrutura da austenita.

##### 3.1.1 Solução sólida

A introdução de átomos de soluto em solução sólida numa rede de átomos solventes, invariavelmente produz uma liga mais forte do que o metal puro<sup>3</sup>. Este mecanismo pode se apresentar de duas formas: solução sólida substitucional ou solução sólida intersticial.

Se os átomos de soluto e solvente são aproximadamente similares em tamanho, os átomos de soluto vão ocupar parte da rede cristalina do átomo solvente, originando a chamada solução substitucional. Porém, se os átomos de soluto são muito menores do que os átomos de solvente, eles ocupam as posições intersticiais na rede cristalina do solvente. Os estudos mostram que o endurecimento varia diretamente com a diferença de tamanho de átomos de soluto e solvente, ou ainda, com a mudança causada no parâmetro do reticulado resultante da adição de átomos.

Não é apenas a relação entre o tamanho de soluto e solvente que explica o resultado do endurecimento por solução sólida. Outros fatores devem ser levados em conta como a interação química e elétrica entre eles, ou mesmo a interação configuracional.

Os átomos de soluto interagem na rede cristalina distorcendo-a e fornecendo resistência ao movimento das discordâncias, daí o fenômeno de endurecimento. A distorção elástica causada em uma discordância varia com a posição do átomo soluto bem como suas interações com estes defeitos na rede. Átomos de soluto substitucionais possuem a característica de interagirem apenas com as discordâncias tipo aresta e por isso são menos efetivos como endurecedores do que os solutos intersticiais que interagem com as discordâncias arestas e espiras produzindo maior efeito de endurecimento. A Figura 0.1, onde a ordenada é o incremento no limite de escoamento do material e a abscissa, o percentual do elemento de liga adicionado, aponta esta diferença de atuação dos átomos de soluto. Pode-se notar que os maiores endurecedores são os átomos de nitrogênio e carbono, átomos de pequenas dimensões ocupantes das posições intersticiais.

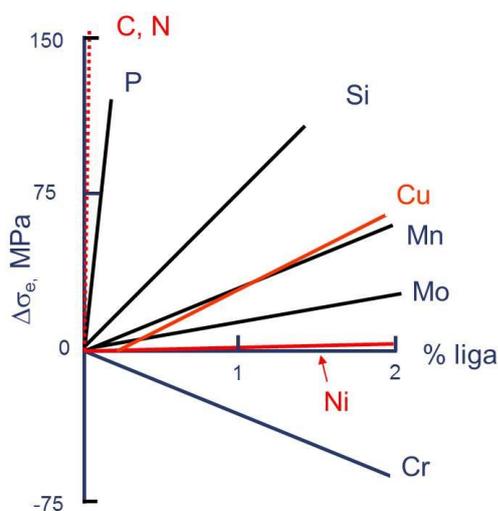


Figura 0.1 Efeito endurecedor dos elementos por solução sólida no aço.

### 3.1.2 Controle do tamanho de grão

Os limites entre os grãos em um agregado policristalino são regiões perturbadas, de energia mais elevada do que o interior dos grãos, com orientação cristalográfica única. Estas regiões, denominadas contornos de grão, podem ser de alto ou baixo ângulo dependendo da variação da orientação cristalográfica existente entre os grãos. Os contornos de grão de alto ângulo são os de mais alta energia de superfície. Devido a sua

alta energia, eles atuam como locais preferenciais para reações no estado sólido como a difusão, transformação de fase e reações de precipitação.

O tamanho dos grãos e, por consequência, a quantidade de contornos de grão influencia nas propriedades mecânicas do material atuando como um mecanismo de endurecimento. O refino de grão é o mecanismo de endurecimento mais importante em aços microligados, pois é o único mecanismo capaz de aumentar resistência e tenacidade simultaneamente<sup>4</sup>.

A conhecida equação de Hall-Petch indica que a tensão de escoamento é inversamente proporcional a raiz quadrada do diâmetro do grão como mostra a equação 1.

$$\sigma_e = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad \text{Equação 1}$$

Onde:

$\sigma_e$  = Tensão de escoamento

$\sigma_0$  = Tensão interna do material

$k_y$  = Resistência ao movimento das discordâncias devido ao contorno de grão

$d$  = diâmetro do grão

### 3.1.3 Encruamento

O encruamento pode ser definido como o aumento da tensão necessária para produzir deslizamento de planos devido à deformação plástica prévia do material<sup>3</sup>.

Este resultado é causado pela interação entre discordâncias umas com as outras e com barreiras que impedem seu movimento através da rede cristalina. É sabido que o número de discordâncias num cristal aumenta com a deformação a frio. Experiências mostram que a densidade de discordâncias num material perfeitamente recozido é da ordem de  $10^5$  a  $10^6 \text{ cm}^{-2}$ , enquanto que num material trabalhado a frio é da ordem de  $10^{10}$  a  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . Esse aumento no número de discordâncias pode advir de diversas fontes como mecanismos de deslizamento cruzado, emissão de discordâncias de um contorno de grão de alto ângulo ou mesmo de fontes regenerativas.

As barreiras que impedem o movimento das discordâncias podem ser pequenas partículas de precipitados, átomos de soluto e mesmo os próprios contornos de grão. Além disso, o próprio movimento das discordâncias em planos de deslizamento que se interseccionam podem se combinar umas com as outras produzindo novas discordâncias que

não estejam em direções de deslizamento, formando as chamadas discordâncias bloqueadas que atuam como barreira ao movimento das demais discordâncias. Outro mecanismo de encruamento ocorre quando as discordâncias que se movimentam no plano de deslizamento são cortadas por outras discordâncias que cortam o plano de deslizamento ativo. Por fim, o próprio fenômeno do deslizamento cruzado, realizado pelas discordâncias do tipo espiral, contribui para o mecanismo de encruamento.

Seeger<sup>5</sup> propôs uma curva de escoamento para monocristais do tipo CFC que pode ser dividida em três estágios, conforme Figura 0.2:

- I) Estágio 1: Região de deslizamento fácil, onde ocorre um pequeno encruamento, pois as discordâncias são capazes de se movimentar por distâncias relativamente longas sem encontrar barreiras. Nesta etapa, o deslizamento ocorre em apenas um único sistema de deslizamento.
- II) Estágio 2: Região de rápido aumento linear no encruamento. Neste estágio, o deslizamento ocorre em mais de um conjunto de planos (fato normalmente ocorrido nos materiais policristalinos) e, por isso, são formadas irregularidades na rede cristalina, começando a se desenvolver um emaranhado de discordâncias que eventualmente darão origem à formação de uma estrutura celular de discordâncias, conforme Figura 0.3.
- III) Estágio 3: Região com taxa de encruamento decrescente. É o processo denominado de recuperação dinâmica. As tensões são suficientemente altas para que as discordâncias participem de processos que não são ativados a tensões inferiores. A tensão a qual se inicia este estágio é fortemente dependente da temperatura.

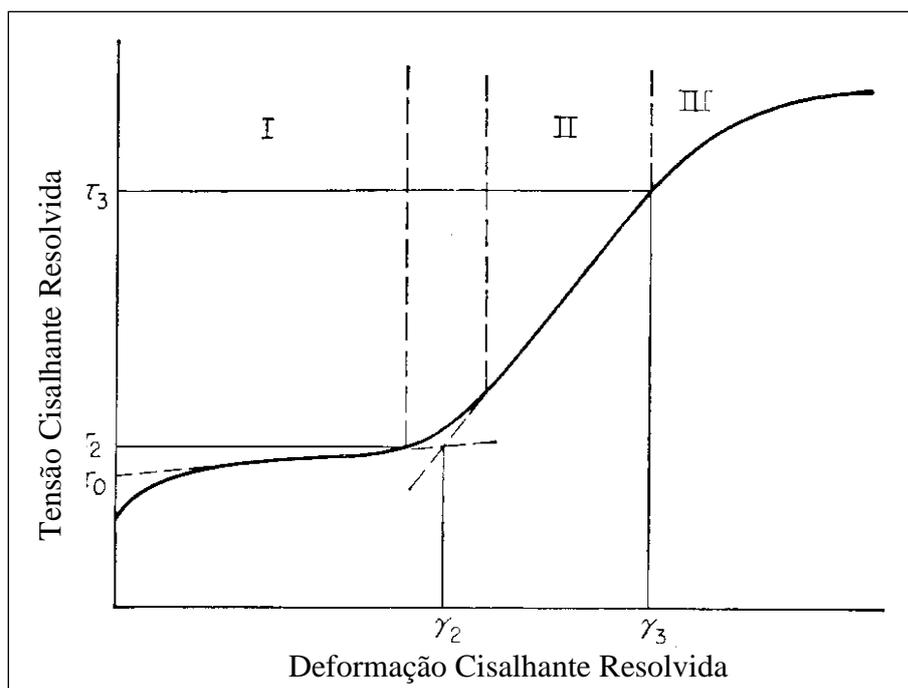


Figura 0.2 Curva de Escoamento para cristais do tipo CFC <sup>5</sup>.

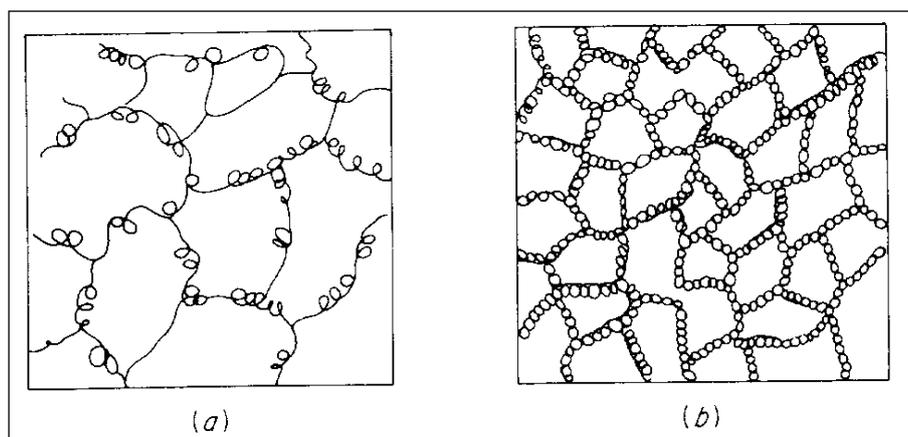


Figura 0.3 Esquema de deformação a frio: (a) 10% de redução em área – início da formação de células e fontes de novas discordâncias e (b) 50% de redução em área – grande densidade de discordâncias e formação de subgrãos <sup>3</sup>.

### 3.1.4 Precipitação

O aumento do limite de resistência pelo processo de precipitação é causado tanto pelo ancoramento de grão que as partículas de segunda fase promovem no material como também por representarem barreira ao movimento das discordâncias.

A composição química, a temperatura e o tempo de exposição à temperatura são fundamentais para se avaliar a dissolução dos microligantes e seu comportamento à precipitação e ancoramento de grão<sup>6</sup>.

Os carbonitretos presentes não dissolvidos têm relevância direta com a evolução do tamanho de grão a temperaturas elevadas. Por outro lado, a dissolução dos carbonitretos a altas temperaturas seguido de um resfriamento e exposição a temperaturas mais baixas irá causar a precipitação dos mesmos, a extensão dos precipitados e o tamanho dos mesmos dependem do tempo e da temperatura de exposição<sup>2</sup>.

A dissolução dos microligantes na austenita possibilita<sup>7</sup>:

- a) Precipitação na austenita durante o resfriamento após deformação no campo austenítico;
- b) Precipitação durante a transformação austenita → ferrita, devido à solubilidade decrescente e
- c) Precipitação na ferrita pelo resfriamento rápido pela zona austenítica e temperaturas de transformação.

#### 3.1.4.1 Produto de solubilidade

O produto de solubilidade descreve as condições de equilíbrio para a dissolução e precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos<sup>8</sup>. O produto de solubilidade é dado pelos teores dos elementos metálicos (nióbio, titânio, vanádio e alumínio) e pelos elementos intersticiais (carbono e nitrogênio), em função da temperatura de aquecimento<sup>9</sup>.

Através do produto de solubilidade, é possível calcular a fração volumétrica de carboneto, nitreto e carbonitreto que não estão dissolvidos a uma dada temperatura e a quantidade de elementos dissolvidos na matriz que podem precipitar durante o resfriamento.

Em outras palavras, ao se adicionar elementos formadores de carbonetos, nitretos e carbonitretos, haverá uma partição dos mesmos entre a austenita e o carboneto. À medida que se eleva a temperatura da austenita, o carboneto vai se dissolvendo, fornecendo carbono e metal para a austenita. Isso continua até uma temperatura onde todo carboneto é dissolvido, ou seja, todo metal permanece em solução sólida. Esta temperatura limite de

solubilidade pode ser determinada termodinamicamente e varia em função dos teores do intersticial e do metal presentes no aço<sup>10</sup>.

Considere uma reação entre um elemento microligante “M” com um intersticial “X”, ambos dissolvidos na austenita resultando em um composto “MX” a uma temperatura “T”:



Onde “[M]” representa a concentração de “M” dissolvido na austenita, “[X]” a concentração de “X” dissolvido na austenita e “(MX)”, o constituinte.

De uma maneira empírica, assumindo-se que os coeficientes de atividade sejam iguais a “1”, e a atividade do produto puro “MX” sendo, obviamente, “1”, então o produto de solubilidade “ $k_s$ ” pode ser descrito como:

$$k_s = [M][X] \quad \text{Equação 3}$$

A dependência do produto de solubilidade com a temperatura é dada pela relação de Arrhenius, porém historicamente na forma condensada:

$$\text{Log } k_s = A - B/T \quad \text{Equação 4}$$

Onde “A” e “B” são constantes para um determinado sistema, “log  $k_s$ ” é o logaritmo na base “10” sendo “ $k_s$ ” definido pela Equação 3, os termos “[M]” e “[X]” sendo expressos em percentual em peso e “T” a temperatura termodinâmica (K)<sup>2</sup>.

A Equação 4 mostra que quanto maior a temperatura, tanto maior serão as porcentagens em peso de “M” e “X” em equilíbrio com “MX”. Isto significa que se a uma dada temperatura existir o equilíbrio  $MX \rightarrow M + X$ , diminuindo-se a temperatura, ocorrerá a precipitação do “MX”. A dissolução pode ocorrer em qualquer temperatura, bastando para isso que  $[M][X] < k_s$ <sup>11</sup>. Isto se deve ao fato do produto de solubilidade relacionar-se com a estabilidade do composto formado, e quanto mais estável o composto, menor o produto de solubilidade<sup>12</sup>.

A Tabela 0.1 apresenta equações do produto de solubilidade, estabelecido por vários pesquisadores, para os mais comuns elementos microligantes. Pode-se observar que os produtos de solubilidade podem se diferenciar significativamente. Isto se deve às metodologias experimentais utilizadas e pelo fato do produto de solubilidade assumir que

os coeficientes de atividade dos elementos microligantes e dos intersticiais são iguais a unidade, negligenciando outras interações entre os solutos e o sistema.

Tabela 0.1 Produtos de solubilidade do Nb, V e Ti na austenita e ferrita<sup>13, 14, 15</sup>.

Composto	Estado Líquido	Austenita	Ferrita
TiN	6,19 – 16440/T	5,40 – 15790/T	6,40 – 18420/T
	5,90 – 16586/T	3,93 – 15188/T	5,90 – 16586/T
	7,78 – 19800/T	3,82 – 15020/T	5,18 – 17611/T
	6,40 – 17040/T	0,32 – 8000/T	
	6,77 – 17964/T	1,51 – 7000/T	
		-2,20 – 3000/T	
TiC		5,33 – 10475/T	4,76 – 12400/T
		4,38 – 10580/T	
		2,75 – 7000/T	
		2,53 – 6880/T	
		5,02 – 10500/T	
NbN	5,88 – 12136/T	2,80 – 8500/T	4,91 – 12170/T
		3,79 – 10150/T	
		3,394 – 9029/T	
NbC		3,42 – 7900/T	4,33 – 9830/T
		2,81 – 7020/T	
		4,967 – 10337/T	
VN		3,63 – 8700/T	6,63 – 12500/T
VC		6,72 – 9500/T	4,24 – 7050/T
		4,45 – 6560/T	

Os produtos de solubilidade dos carbonetos e nitretos de microligantes são comparados na Figura 0.4 e trazem importantes informações<sup>2</sup>:

- a) Para todos os microligantes, os nitretos são mais estáveis do que os carbonetos na austenita e esta diferença vai depender do microligante. Para o vanádio esta diferença é bastante grande enquanto para o nióbio esta diferença é bem menor.
- b) Muitos dos carbonetos e nitretos apresentam níveis similares do produto de solubilidade na austenita, com duas notáveis exceções. TiN é marcadamente mais estável, cerca de 1000 vezes, sendo estável inclusive na fase líquida.

- c) O carboneto de vanádio e o nitreto de vanádio possuem alta solubilidade e são quase totalmente dissolvidos na austenita e por isso têm pouca influência no controle do tamanho de grão<sup>11</sup>.
- d) O nióbio é mais efetivo do que o vanádio ou o alumínio para evitar a formação de grãos com tamanho grosseiro em altas temperaturas<sup>11</sup>.

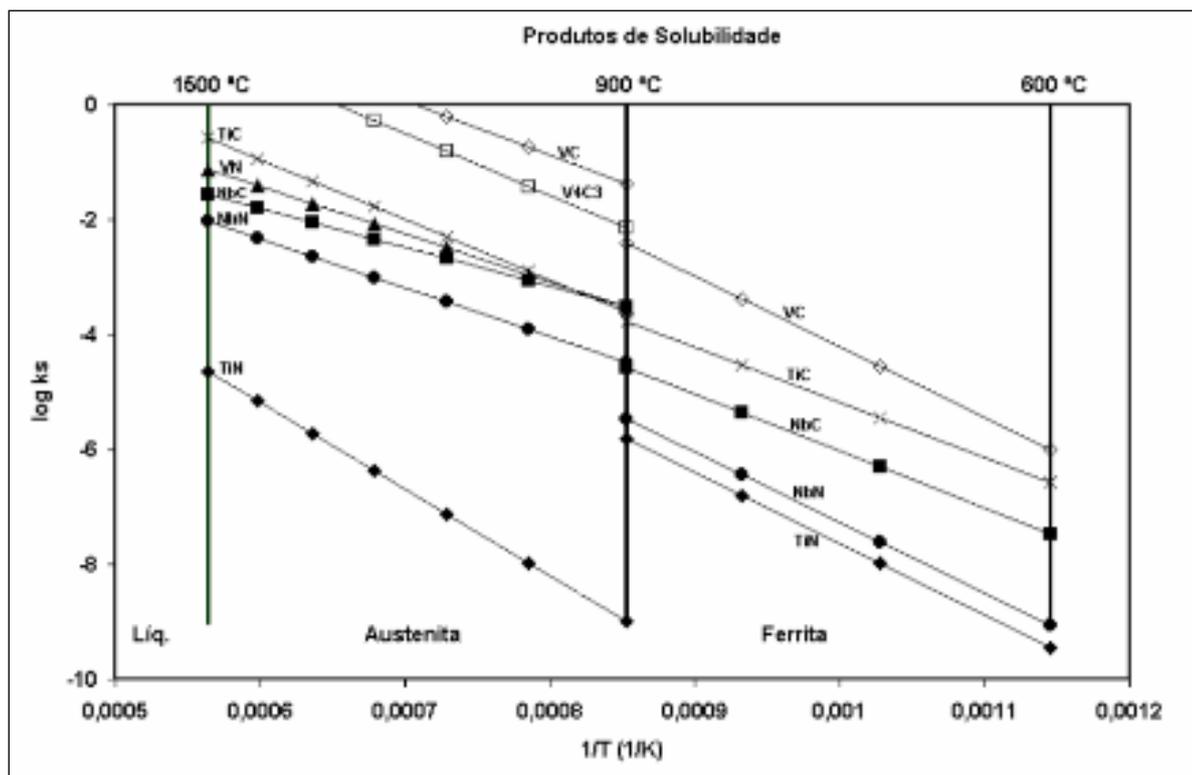


Figura 0.4 Comparação dos produtos de solubilidade de carbonetos e nitretos<sup>2</sup>.

### 3.1.4.2 Precipitação na austenita

Com a introdução de carbonetos e nitretos formados por microligantes com seus respectivos produtos de solubilidade, relata-se a dissolução destes componentes no aquecimento para o trabalho a quente. A temperatura de reaquecimento juntamente com o tempo de exposição e a composição química do aço determinam o grau de dissolução dos carbonetos e nitretos para posterior reprecipitação<sup>2</sup>.

Nas temperaturas e tempos normais do trabalho a quente, a precipitação na austenita é muito lenta. Hoogendorn<sup>16</sup> mostrou que, para o carbonitreto de nióbio, uma pequena precipitação é encontrada mesmo após 67 horas a 900°C. Com a aplicação de deformação ocorre a introdução de novas discordâncias e geração de novos contornos de

grão pela recristalização, que atuam como sítios de precipitação dos carbonetos e nitretos, promovendo a precipitação em poucos minutos, dependendo da temperatura e taxa de deformação<sup>2,17, 18,19</sup>.

A precipitação de carbonetos e nitretos na austenita, induzida por deformação, impede a recristalização da austenita, aumentando a taxa de nucleação da ferrita durante a transformação, dando origem a um refinamento de grão<sup>6</sup>.

Desde que sob deformação a temperatura inferior a solvus, a precipitação na austenita é acelerada consideravelmente. A Figura 0.5 mostra uma curva típica de precipitação para o carbonitreto de nióbio, onde o processo de precipitação é rápido e pode ser completado em aproximadamente 1 minuto sob temperaturas de 900 a 1000°C. O nariz da curva dependerá, obviamente, do nível de supersaturação, ou seja, pequena precipitação seria esperada com baixos níveis de supersaturação e nenhuma precipitação ocorreria acima da solvus. A temperatura abaixo do nariz da curva “C”, o retardo esperado dos processos de precipitação controlados por difusão pode ser quebrado pela transformação da austenita para a ferrita, ou seja, para temperaturas de 900°C e abaixo, e o ponto exato de quebra dependerá dos conteúdos de carbono e de liga da austenita e de seus efeitos em “Ar3”<sup>2</sup>.

#### 3.1.4.3 Precipitação interfásica

Os aços microligados, ao passarem pelo processo de decomposição da austenita durante resfriamento, após o trabalho a quente, têm uma importante mudança no comportamento tanto da solubilidade como da precipitação de seus carbonetos e nitretos<sup>20</sup>.

Quando a precipitação ocorre durante a decomposição da austenita, a distribuição de carbonetos e nitretos formados aparecem com uma disposição alinhada de partículas, em forma de fileiras ou colunas (quando vistas em determinadas direções na microscopia eletrônica de transmissão), como resultado da nucleação na interface austenita-ferrita durante o resfriamento<sup>6</sup>.

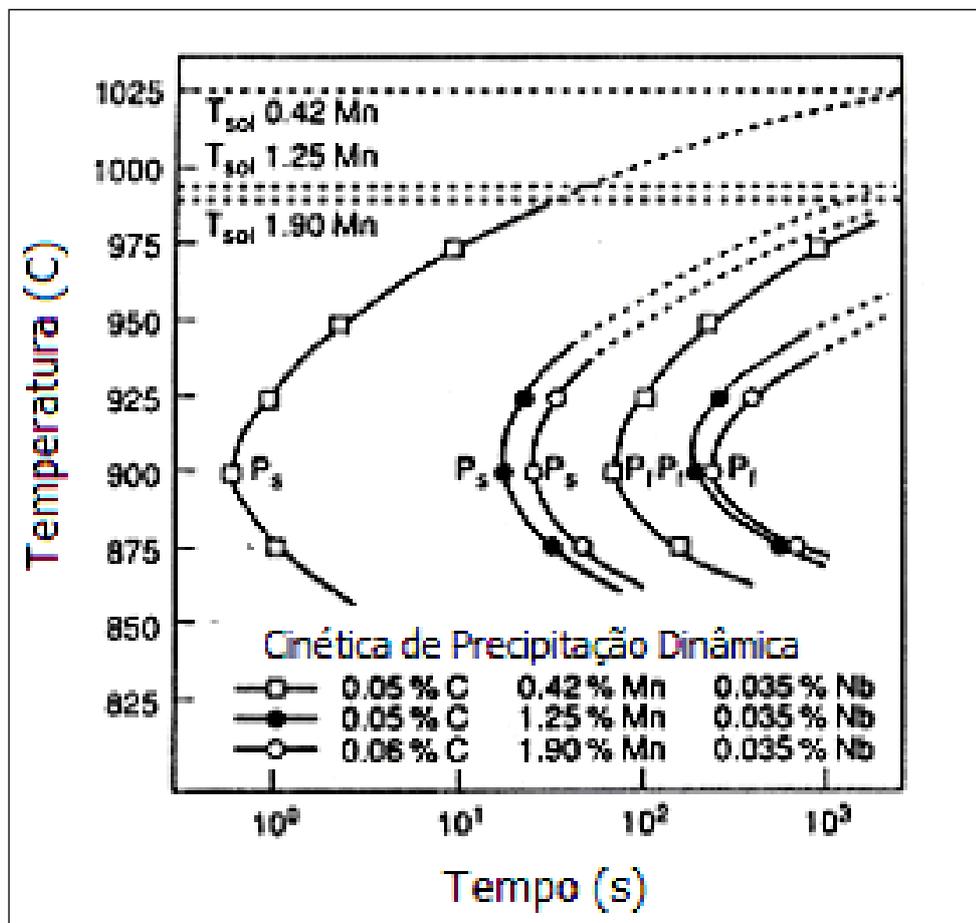


Figura 0.5 Curvas típicas de precipitação do carbonitreto de níbio na austenita imediatamente depois de uma redução de 50% na espessura através de laminação a quente<sup>2</sup>.

A formação de uma interface ferrítica (ferrita eutetóide ou da perlita), durante a transformação, atua como sítio de nucleação dos microligantes. A interface permanece estacionária e está disponível para nucleação e crescimento dos carbonetos e nitretos, até que uma nova borda de ferrita deslize sobre esta superfície e mantenha as partículas precipitadas entre elas<sup>2</sup>. A Figura 0.6 mostra a distribuição alinhada, típica da precipitação interfásica.

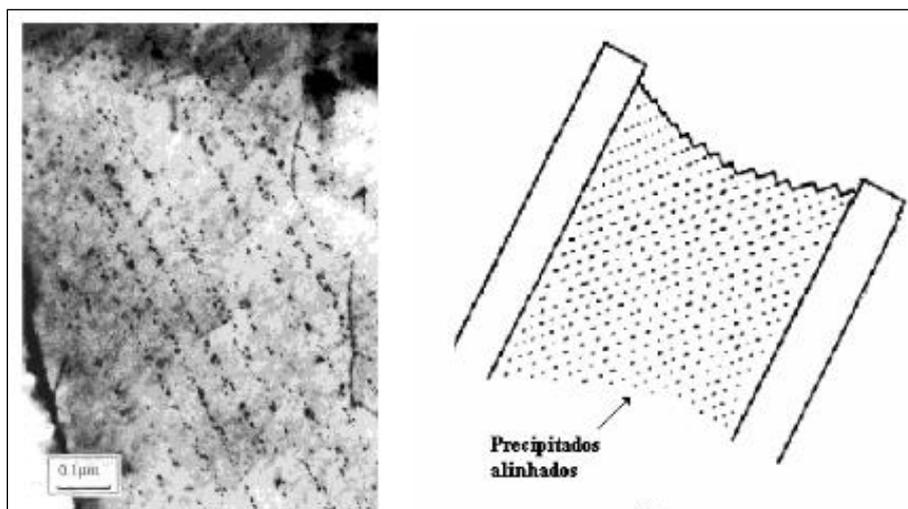


Figura 0.6 Precipitação interfásica em aço microligado ao nióbio e sua representação esquemática<sup>21</sup>.

O espaçamento entre as linhas de precipitados e entre as partículas além do tamanho das mesmas são reduzidos para temperaturas de transformação menores. A precipitação interfásica em aços microligados é observada, predominantemente, para taxas de resfriamento menores, onde a formação da bainita seja minimizada<sup>22</sup>.

À medida que a temperatura de transformação é progressivamente abaixada por elementos de liga (Mn, Ni, Cr, etc), a uma dada taxa de resfriamento, uma temperatura limite é atingida, abaixo da qual a difusividade do elemento microligante é insuficiente para proporcionar a precipitação do carboneto. Sob estas circunstâncias, o microligante é retido em uma solução sólida supersaturada, não existindo contribuições de partículas de segunda fase para o limite de escoamento. Um efeito similar pode ser conseguido através do aumento da taxa de resfriamento para um dado conteúdo de liga. Aços baixo carbono submetidos a aumentos em sua taxa de resfriamento podem ter definida a temperatura de transformação em que a precipitação dos carbonitretos é inibida<sup>2</sup>.

#### 3.1.4.4 Precipitação na ferrita

As taxas de resfriamento mais altas podem suprimir a reação de precipitação interfásica. No reaquecimento destes aços dentro do intervalo de temperaturas da ferrita, os mesmos mostrarão, geralmente, uma reação de endurecimento por precipitação com partículas de carbonitretos formadas ou nas discordâncias ou na matriz<sup>2</sup>. Este mecanismo de endurecimento é equivalente ao endurecimento secundário pela reação martensítica nos

aços e picos de dureza são observados a tempos e temperaturas semelhantes. A resposta do envelhecimento é dada por uma relação entre tempo e temperatura contrabalanceados pela relação de Larson-Miller:

$$P = T (20 + \log t) \quad \text{Equação 5}$$

onde “T” é a temperatura em Kelvin e “t” o tempo em horas.

A Figura 0.7 mostra uma típica curva de endurecimento por precipitação para um aço baixo carbono contendo 0,02% Nb<sup>23</sup>. O aço foi laminado a quente e resfriado rapidamente para impedir a precipitação interfásica, permitindo a formação de uma microestrutura de ferrita poligonal e perlita com um limite de escoamento inicial de 380MPa. O incremento no limite de escoamento causado pelo tratamento de envelhecimento foi de 60MPa em um processo equivalente a 600°C por 1 hora e de 100MPa para uma hora em 650°C. Para maiores valores de P (maiores tempos ou temperaturas), o limite de escoamento decresce progressivamente devido ao crescimento das partículas de precipitados ou pela redução da nucleação ou pelo mecanismo de Ostwald ripening.

### 3.1.5 Transformação de fase

O endurecimento por transformação de fase está associado à transformação da austenita no resfriamento para outras fases mais estáveis a temperaturas mais baixas. As propriedades resultantes das transformações de fase nos aços dependem diretamente das temperaturas em que ocorrem, ou seja da microestrutura resultante. Em geral, quanto mais baixa a temperatura de transformação, maior será o efeito endurecedor<sup>24</sup>. A Figura 0.8 mostra o efeito da temperatura de transformação no limite de resistência dos aços.

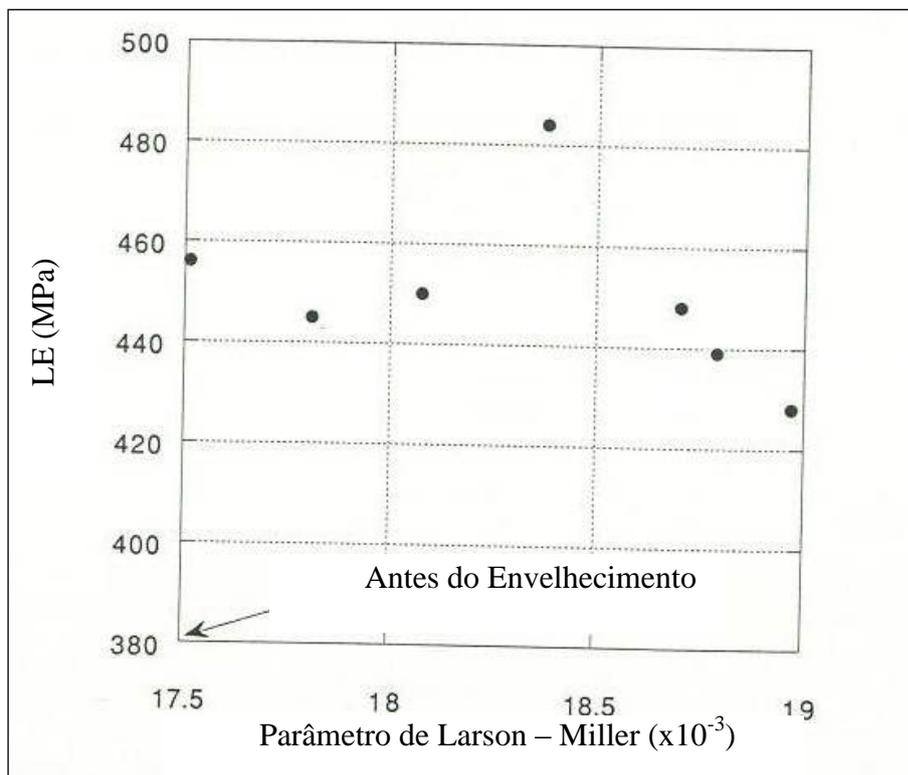


Figura 0.7 Mecanismo de precipitação pelo tratamento de envelhecimento<sup>23</sup>.

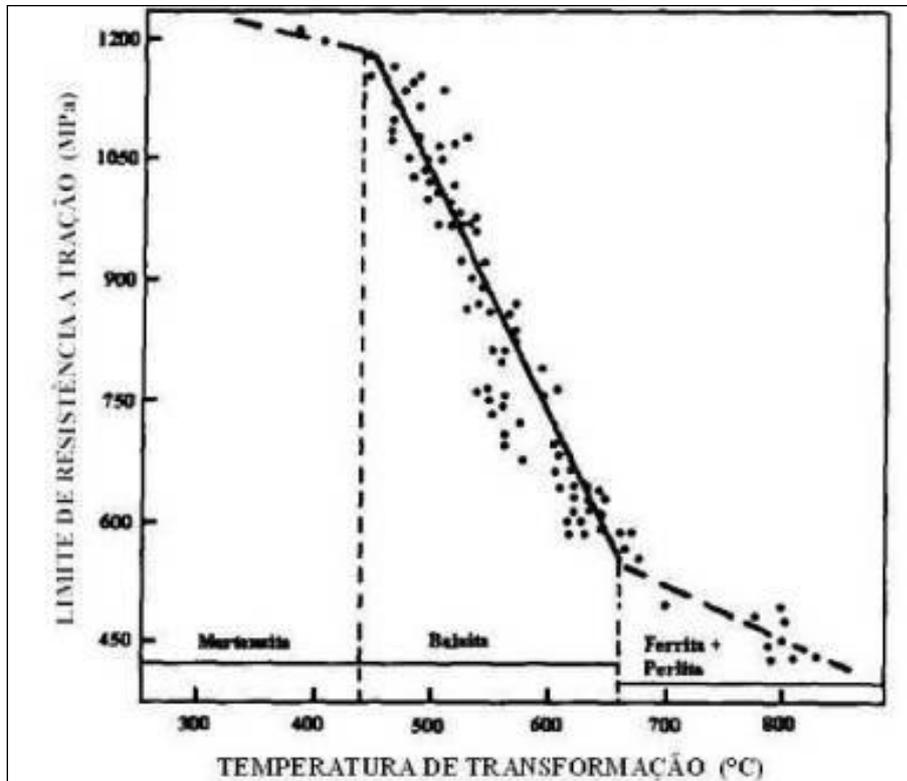


Figura 0.8 Efeito da temperatura de transformação na resistência de estruturas ferrítico-perlíticas e bainíticas<sup>25</sup>.

Para se obter produtos de transformação em baixas temperaturas deve-se atuar na velocidade de resfriamento e/ou na composição química. Elementos como boro e molibdênio possibilitam a obtenção de estruturas bainíticas de alta resistência, com taxas de resfriamento não tão elevadas. Na ductilidade, o efeito das transformações de fase dependerá da interação entre os vários fatores de endurecimento. Por exemplo, caso predomine o mecanismo de controle do tamanho de grão espera-se um aumento na ductilidade. Já em aços martensíticos, por exemplo, a tendência é a queda da ductilidade com o aumento da resistência<sup>25</sup>.

### 3.2 Utilização dos aços microligados

A utilização de aços microligados já está consolidada na produção de chapas desde os anos 60, mas foi a partir dos anos 80 que este nicho foi sendo absorvido na produção de aços longos. Isso porque, nos últimos anos, o nível de exigência quanto ao limite de resistência das partes estruturais dos automóveis teve um considerável incremento, modificando as demandas na indústria automotiva. Isso pode ser demonstrado na

Figura 0.9 que sintetiza as mudanças no limite de fadiga e na tenacidade de aços para parafusos, molas e peças endurecidas.

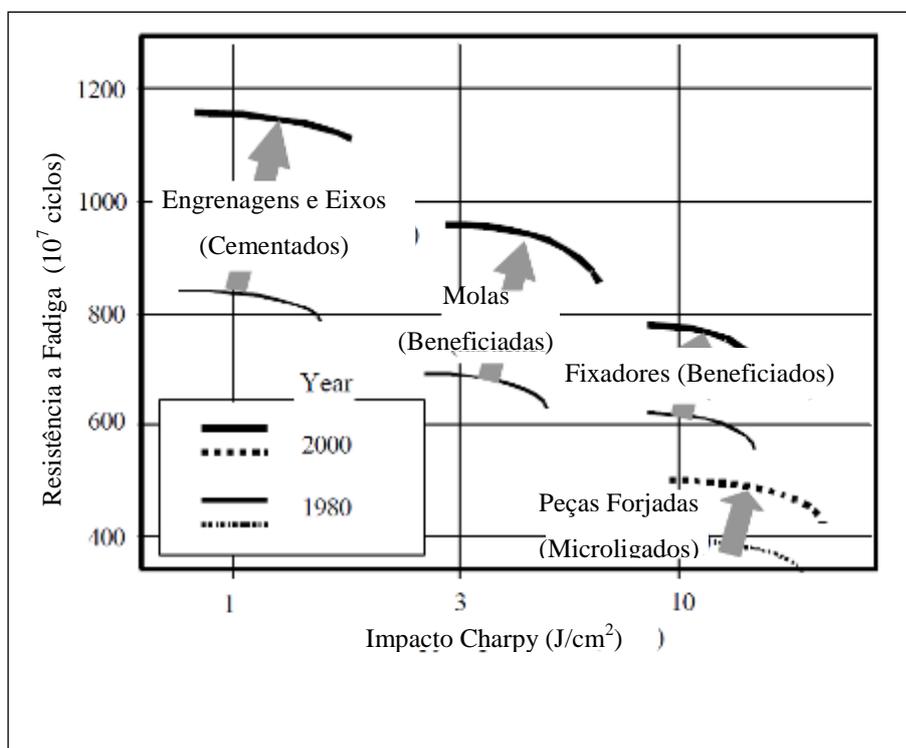


Figura 0.9 Alterações no limite de resistência a fadiga e tenacidade em algumas partes estruturais entre 1980 e 2000<sup>27</sup>.

Conforme Matlock<sup>26</sup>, o espectro de características e aplicações de microligados em longos é bastante amplo e diferentes classes de materiais podem envolver diferentes teores de carbono, processamento térmico específico e microestrutura final específica. Como exemplo de aplicações, pode-se citar os aços ferrítico-perlíticos diretamente resfriados do forjamento, os endurecidos superficialmente com microestrutura martensítica ou bainítica e os cementados.

Toshimitsu<sup>27</sup> mencionou três áreas de uso dos aços microligados para fabricação de parafusos: para fixadores sem tratamento térmico, para redução de elementos de liga de parafusos termicamente tratados e para fixadores de alta resistência. Como parafusos não tratados termicamente, Gondo<sup>28</sup> desenvolveu um fio máquina para forjamento a frio que exibia níveis de resistência de 700MPa sem esferoidização, têmpera e revenido. A composição do aço era um baixo carbono ligado ao Mn com pequenas adições de Nb, V e Ti obtendo uma estrutura ferrita perlítica sob condições de laminação e resfriamento controlado. Além deste, Heritier<sup>29</sup>, Namiki<sup>30</sup>, Boratto<sup>31</sup> e Macedo<sup>32</sup> também apresentaram resultados consideráveis para esta aplicação.

A utilização do Nb para estas aplicações pode ser sintetizada conforme Figura 0.10. Ela mostra a interação desde a solidificação até os processos de reprecipitação. Por este esquema, observa-se que o Nb possui influência tripla nas propriedades mecânicas de um aço:

- a) refinador de grão durante o processamento termomecânico;
- b) redutor da temperatura de transformação (Ar3) e
- c) endurecedor por precipitação de Nb (C,N)<sup>33</sup>

É sabido que a estratégia de sucesso de uso de um aço microligado envolve não apenas o desenho específico de uma composição química, mas também o uso dos parâmetros de processos adequados para chegar às propriedades desejadas.

### 3.3 Influência dos Microligantes – Nb, Ti, V

Os elementos microligantes (Nb, V, Ti) atuam de maneira característica e distinta entre si sobre os mecanismos microestruturais e na relação microestrutura/propriedades.

Os microligantes contribuem de uma forma ou de outra para dois dos mecanismos de endurecimento: refino de grão e/ou endurecimento por precipitação. Como exemplo, pode-se destacar na Figura 0.11 a participação dos mecanismos de endurecimento em um aço microligado ao vanádio.

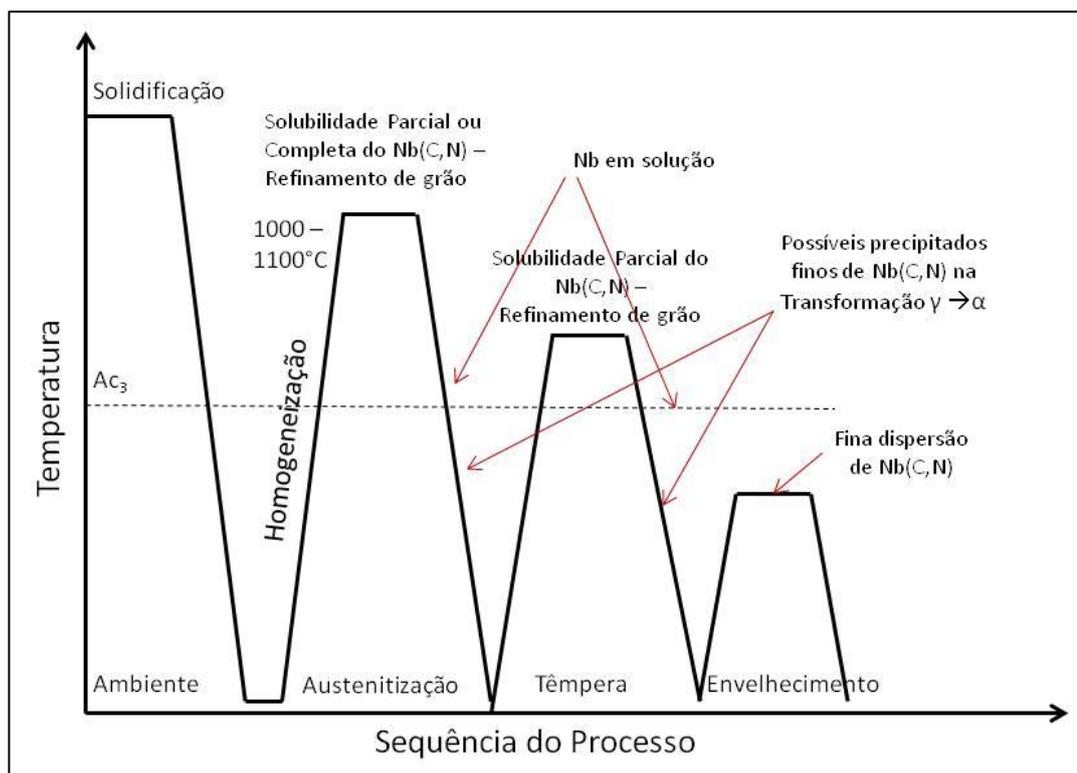


Figura 0.10 Efeito do Nb na microestrutura dos HSLA durante vários procedimentos<sup>33</sup>.

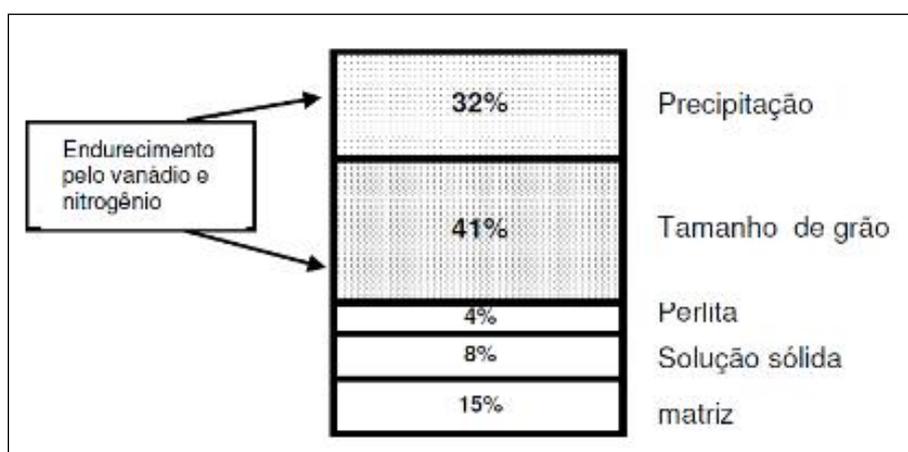


Figura 0.11 Influência do refino de grão e da precipitação no aumento da resistência mecânica de um aço microligado ao vanádio<sup>34</sup>.

O processo do refino de grão é realizado através do condicionamento da austenita durante a deformação para maximizar os sítios de nucleação da ferrita e através do resfriamento após o processo de conformação. O condicionamento da austenita depende de dois fatores:

- a) Dos parâmetros utilizados na deformação. No caso da laminação, por exemplo, depende da deformação por passe, do tempo entre passes, da temperatura neste passe e;
- b) Da afinidade dos elementos microaligantes por carbono e nitrogênio, bem como sua solubilidade na austenita.

Temperaturas menores de deformação promovem um refino de grão mais intenso. No início da laminação a quente, por exemplo, todo Nb, V, Ti, C e N estão em solução sólida na austenita. O refino de grão nos aços perlíticos-ferríticos ocorre por precipitação de finas partículas de carbonitretos, carbonetos ou nitretos à medida que cai a temperatura de laminação. Tais partículas interagem com os contornos de grão, impedindo o crescimento do grão austenítico durante a deformação e impedindo também o processo de recristalização da austenita de tal forma que a transformação austenita-ferrita ocorra com a austenita não recristalizada, produzindo um grão estrutural muito mais fino<sup>35</sup>.

Já o processo de precipitação na ferrita vai depender dos dados de solubilidade de cada um dos elementos microaligantes. Para o vanádio, por exemplo, a solubilidade na ferrita é quase duas ordens de grandeza menor do que na austenita, o que propicia a precipitação no VN e do VC com facilidade. Já para os aços microaligados ao nióbio, o endurecimento por precipitação é praticamente ausente devido à solubilidade limitada na austenita. Em função dela, os carbonetos e carbonitretos de nióbio se formam a uma alta temperatura tornando o teor de nióbio na ferrita bastante pequeno. Isto faz com que, para o nióbio, o principal mecanismo de endurecimento atuante seja o refino de grão<sup>34</sup>.

A Tabela 0.2 apresenta resumidamente os principais efeitos dos microaligantes nos aços.

Além do efeito dos microaligantes, deve-se considerar o efeitos dos elementos de liga no aço. Por exemplo, em geral, os aços de alta resistência baixa liga (HSLA – High Strength Low Alloy) utilizam um elevado teor de Mn na sua composição. O manganês, em teores de 0,8 a 1,5%, pode atuar como refinador de grão pela diminuição na temperatura de transformação, resultando em tamanhos de grãos estruturais e colônias de perlita menores,

pela alta taxa de nucleação e baixa taxa de crescimento de grão. O aumento no teor de manganês conduz a mais numerosos sítios de nucleação, reduz a velocidade de difusão do carbono e dificulta o movimento dos contornos<sup>36</sup>. Além disso, a diminuição da temperatura de transformação pode conduzir à formação de bainita<sup>37</sup>.

Tabela 0.2 Efeito dos principais elementos microligantes no aço<sup>38</sup>.

Elemento	Endurecimento por Precipitação	Endurecimento por Refino de Grão	Modificação da Estrutura	Fixação de Nitrogênio
Nióbio	Moderado	Forte	Nenhum	Fraco
Vanádio	Forte	Fraco	Moderado	Forte
Titânio	Nenhum (Ti<0,02%) e forte (Ti>0,05%)	Forte	Nenhum	Forte

O nióbio, elemento usado como microligante neste trabalho, tem sua principal contribuição na formação de precipitados acima da temperatura de recristalização, retardando a recristalização da austenita durante os processos termomecânicos promovendo uma microestrutura de grão final mais fino<sup>38</sup>.

O nióbio em solução sólida inibe a recristalização por dois fatores. O primeiro é pela interação soluto/vacâncias que inibe a escalagem das discordâncias e o segundo é a interação soluto/discordâncias que também impedem o movimento das mesmas e a formação dos subgrãos, necessários como núcleos da recristalização, especialmente em temperaturas menores do campo austenítico. Além disso, o nióbio segrega para os contornos de grão austeníticos e devido a sua afinidade pelo carbono, decresce a taxa de difusão do mesmo<sup>39,40</sup>.

Embora o nióbio dissolvido tenha efeitos na recristalização, sua maior contribuição ocorre devido à precipitação parcial do nióbio como carboneto e carbonitreto em microestruturas deformadas. Esta precipitação induzida por deformação inibe o crescimento de grão e retarda a recristalização da austenita, resultando numa efetiva elevação da temperatura final de recristalização.

Além disso, parte do nióbio em solução precipitará na ferrita como carbonitretos muito finos, de forte efeito endurecedor, durante e após a transformação austenita-ferrita. Esse efeito pode ser otimizado minimizando-se a precipitação na austenita pelo aumento na taxa de resfriamento na zona austenítica, pelo aumento da solubilidade do nióbio na austenita (introdução de manganês e molibdênio) e pela redução no conteúdo de nitrogênio

(o carbonitreto de nióbio tem uma tendência maior de precipitação na austenita do que o carboneto de nióbio)<sup>19,41</sup>.

A Figura 0.12 esquematiza o papel do nióbio para os aços microligados<sup>42</sup>.

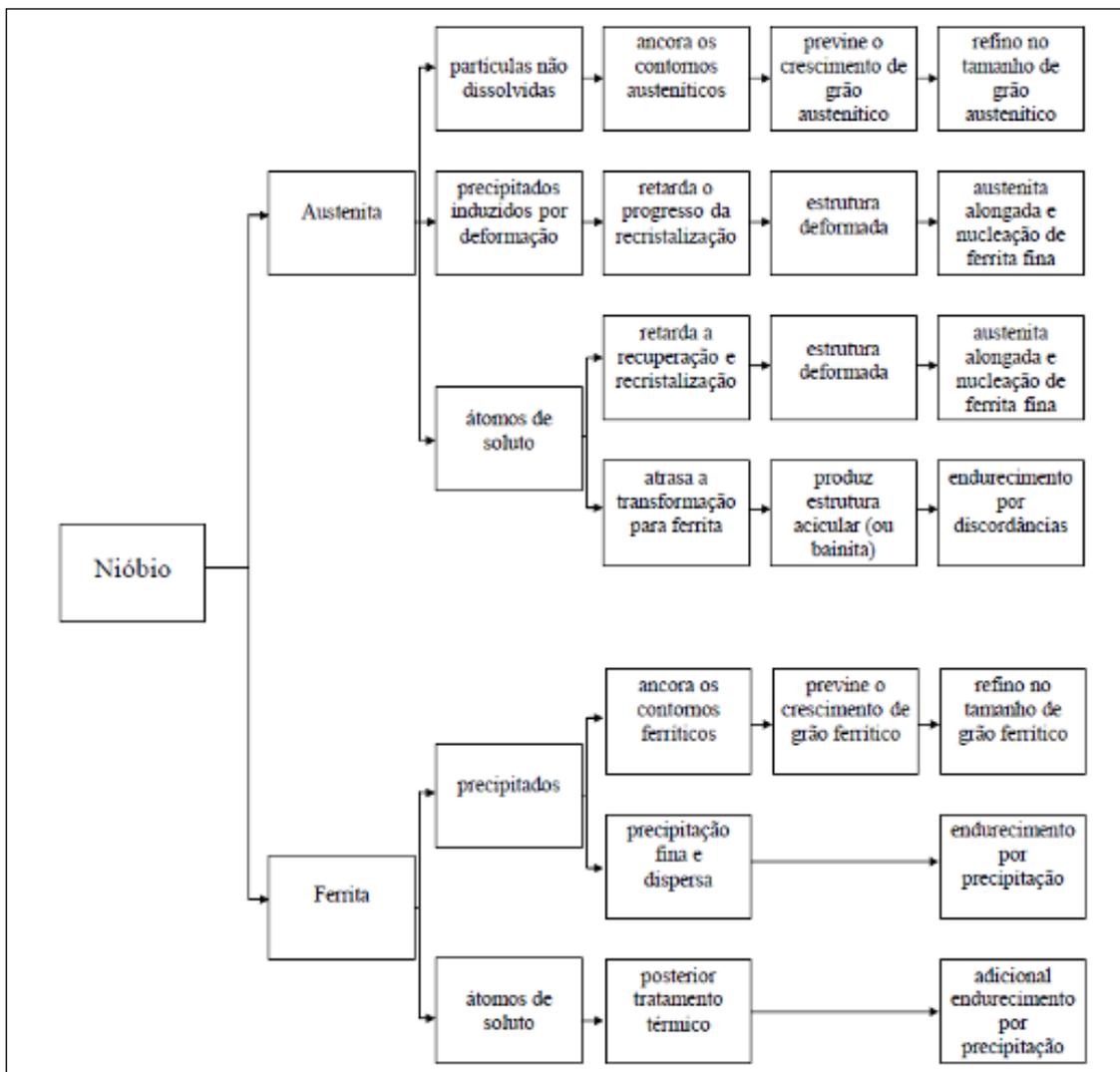


Figura 0.12 Representação dos possíveis efeitos do Nb no processamento termomecânico<sup>42</sup>.

### 3.4 Processo de produção dos parafusos

O processo mais utilizado para a produção de parafusos é o forjamento a frio. De maneira geral, a matéria prima para este processo são aços baixo carbono ou aço baixa liga dependendo das especificações do produto final. Na maior parte dos casos, são fornecidos como fio máquina e podem, ou não, estar na forma esferoidizada conforme a trabalhabilidade exigida na conformação.

Em sua maior parte, o processo de conformação varia de quatro a cinco estágios: no primeiro ocorre corte e endireitamento do arame, no segundo e terceiro, a conformação da cabeça. No quarto em geral ocorre a extrusão que prepara a região onde será laminada a rosca do parafuso e por fim pode, ou não, haver o recorte na cabeça. Estes passos estão mostrados na Figura 0.13.



Figura 0.13 Passos de conformação de um parafuso.

A norma ISO 898-1<sup>1</sup> especifica as propriedades mecânicas que devem ser alcançadas nos parafusos de acordo com a classe e bitola de cada um deles. A fim de garantir estas propriedades, os parafusos geralmente passam pelo processo de beneficiamento após a conformação, para que através de reações de transformação microestrutural atendam os requisitos de norma. Para os parafusos abaixo de 16mm (referentes ao material testado), as especificações são conforme Tabela 0.3.

Tabela 0.3 Especificações dos parafusos – ISO 898-1<sup>1</sup>.

ISO 898-1	LR (MPa)	LE (MPa)	Al (%)	Dureza (HRc)
D ≤ 16,00mm	800	640	12	22-32

Os aços microligados entram em cena, na expectativa de redução dos processos. Isso porque os aços microligados beneficiam-se de outros mecanismos de endurecimento dispensando a reação martensítica para o atendimento dos requisitos de propriedade mecânica. Por se tratarem de HSLA (high strength low alloy), possuem conformabilidade suficiente para serem conformados a frio sem a necessidade de coalescimento do fio máquina. Ou seja, desde que bem desenhado a composição química do aço e seu processamento termomecânico, pode-se beneficiar duplamente com a produção de parafusos microligados.

### 3.4.1 Aciaria

O processo de fabricação dos aços inicia-se na aciaria. Neste ponto pode-se partir diretamente do minério de ferro (usina integrada, alto forno) ou utilizando-se a fusão de sucata metálica (usina semi-integrada, aciaria elétrica). As etapas do processo dividem-se em fusão, refino e solidificação dos aços, conforme Figura 0.14.

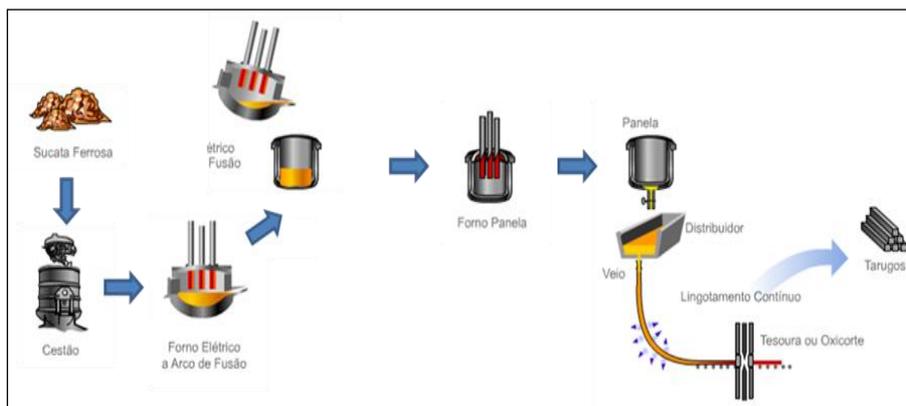


Figura 0.14 Fluxo de produção de uma aciaria elétrica.

Apesar da etapa de fusão ser o início do processo, é na etapa de refino que serão adicionadas as quantidades de liga que caracterizam a composição química de um aço microligado, como a adição de liga Fe-Mn, fios de Fe-Ti e Fe-Nb.

A etapa crítica para a produção de aços microligados em uma aciaria reside na solidificação, ou seja, no lingotamento contínuo, onde muitas das características dos aços serão definidas.

Uma destas características é a classificação dos aços quanto ao seu potencial ferrítico, ou seja a fração de ferrita primária formada durante a solidificação. Esta classificação apontará o comportamento do aço quanto a sua contração, o que definirá sua propensão a apresentar trincas superficiais geradas na solidificação. Wolf<sup>43</sup>, Howe<sup>44</sup>, Yasumoto<sup>45</sup> mostraram em seus trabalhos que o comportamento do aço dentro do molde é uma função do seu potencial ferrítico e do carbono equivalente conforme:

$$PF = 2,5(0,5 - C_p) \quad \text{Equação 6}$$

$$C_p = C + 0,04Mn + 0,1Ni + 0,7Ni - 0,14Si - 0,04Cr - 0,1 Mo - 0,4T \quad \text{Equação 7}$$

Os chamados aços do tipo A são aqueles que possuem o potencial ferrítico com valores entre 0,85 e 1,05 e são altamente sensíveis a formação de depressões durante a solidificação. Fora deste intervalo, temos os chamados aços do tipo B com tendência de

agarramento no molde e, portanto, menos suscetíveis às trincas superficiais, como observado na Figura 0.15. O aço do trabalho em questão apresenta um potencial ferrítico de 0,88, classificado, portanto, como um aço do tipo A.

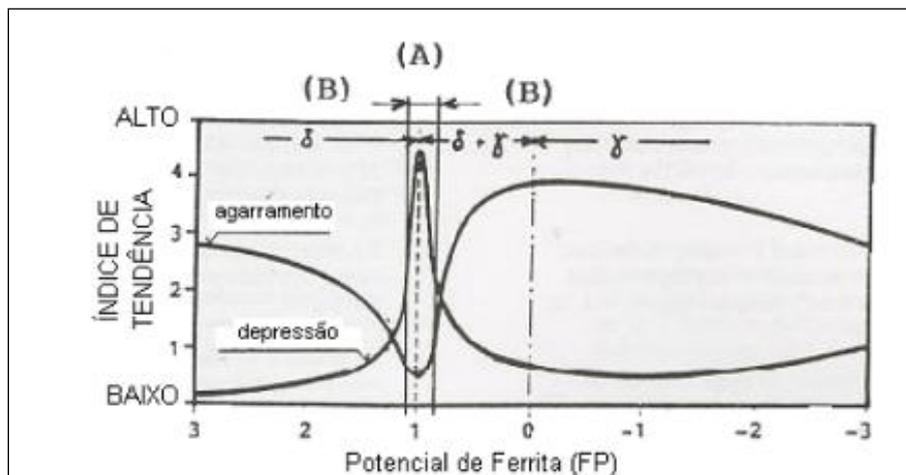


Figura 0.15 Classificação dos aços quanto ao seu potencial ferrítico.<sup>46</sup>

Os aços com tendência à depressão caracterizam-se por apresentarem máxima contração imediatamente após a solidificação, mínima micro-segregação e, portanto, máxima fração sólida e alta resistência à tração a quente.<sup>46</sup> Com isso tem-se o aumento da má formação da pele no menisco promovendo marcas de oscilação mais profundas e tendência à depressão.

Além das características mencionadas acima, a precipitação ocorrida durante a solidificação pode trazer alterações consideráveis no material. Turkdogan<sup>47</sup> propõe que a presença de finas partículas de nitretos e carbonitretos no contorno da austenita pode causar trincas, em função da baixa ductilidade explicada pela fratura intergranular causada pela precipitação que diminui a mobilidade dos contornos de grão, levando ao crescimento de vazios em torno dos precipitados, facilitando a propagação da trinca intergranular. Como exemplo deste fenômeno pode-se citar Mintz e Arrowsmith<sup>48</sup> que mostraram que a baixa ductilidade associada a transformação austenita-ferrita a temperaturas entre 700 e 850°C é estendida a temperaturas maiores quando acompanhados da adição de Al e Nb, evidentemente pela presença de AlN e Nb(C,N) nos contornos de grão da austenita, como pode ser observado na Figura 0.16.

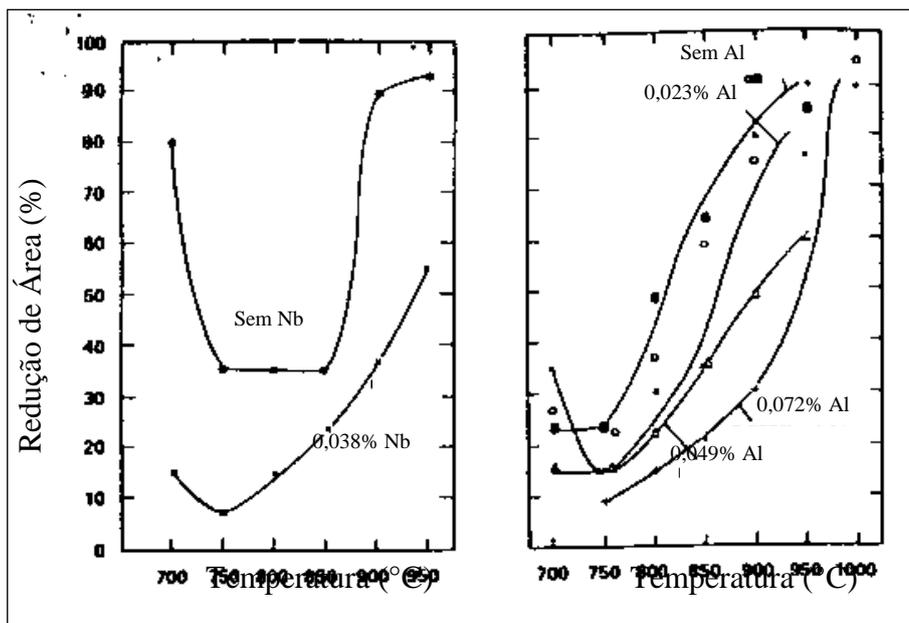


Figura 0.16 Efeito do Nb e Al na ductilidade a quente de aços microligados de baixa liga<sup>48</sup>.

Apesar das dificuldades encontradas para o lingotamento dos aços microligados, especialmente ao Nb, devido a sua queda de ductilidade na região de temperatura do endireitamento, diversas práticas operacionais podem levar ao sucesso da produção destes tarugos, como alterações da frequência do molde, resfriamento secundário controlado, transferência de calor no molde, etc. Jansto<sup>49</sup> demonstrou a viabilidade de produtos livre de defeitos na região trabalhada conforme Figura 0.17 para um aço com 0,10%C, 1,00%Mn, 0,02-0,04%Nb, 0,01%S e 0,015%P.

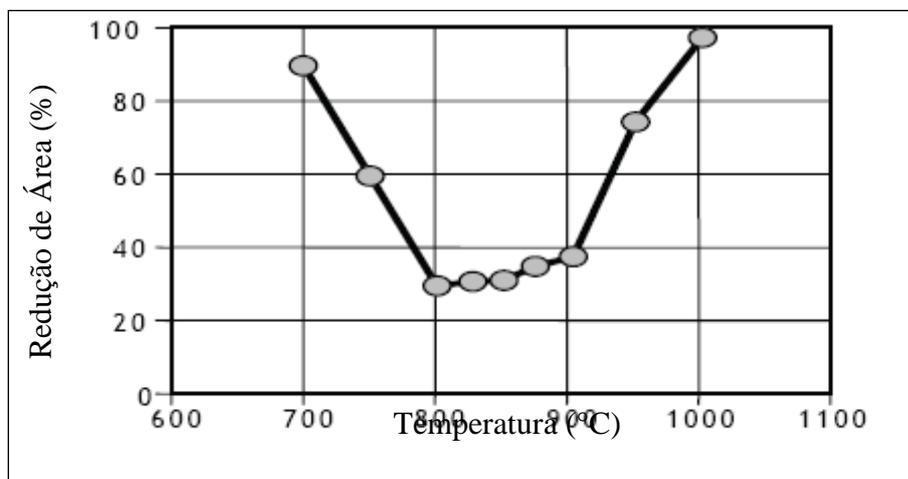


Figura 0.17 Janela de temperatura de operação no lingotamento contínuo por Jansto<sup>49</sup>.

### 3.4.2 Laminação

A laminação é a primeira conformação mecânica sofrida pelos tarugos produzidos na aciaria. Ela consiste no processo de reaquecimento dos tarugos e conformação dos mesmos no desbaste, laminador intermediário e blocos de acabamento. Após sofre resfriamento controlado ou não, conforme Figura 0.18

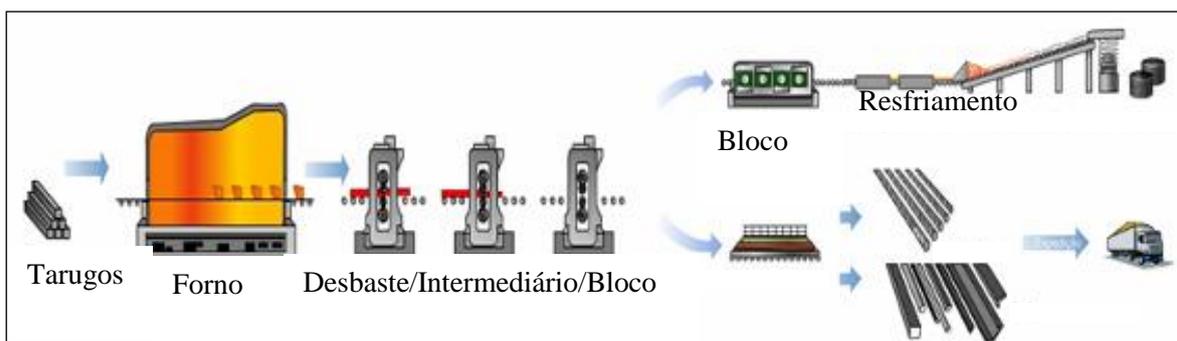


Figura 0.18 Figura esquemática da laminação a quente<sup>50</sup>.

Como já foi demonstrado na Figura 0.10, pode ou não ocorrer a precipitação durante a solidificação dos tarugos. Já durante o reaquecimento dos mesmos, ocorre a parcial ou total solubilização dos precipitados e é a partir daí que a conformação ganha sua importância nos mecanismos de endurecimento oriundos dos microligantes. Os mecanismos de endurecimento microestrutural estão intimamente relacionados com a condição de laminação a quente ou processamento termomecânico do aço. Neste sentido, nos últimos 40 anos houve um desenvolvimento significativo na tecnologia de fabricação de aços para tubulações. Um incremento considerável no valor de tenacidade à fratura destes materiais foi obtido a partir de 1960. Isto foi conseguido não só através da adição de elementos de liga, mas principalmente pelo desenvolvimento de novas tecnologias de fabricação dos aços que culminou com o estabelecimento das práticas de processamento termomecânico hoje utilizadas.<sup>51</sup>

Pelas três funções do Nb como endurecedor mencionadas por Klinkenberg<sup>33</sup> e pelos diagramas de solubilidade sabe-se que o mesmo precipita a determinadas temperaturas sob deformação. O mecanismo de refino de grão ocorre por precipitação das partículas de carbonitretos a medida que a temperatura vai decrescendo ao longo da laminação. Tais partículas interagem com o contorno de grão impedindo assim o crescimento do grão austenítico e/ou inibindo a recristalização da austenita, fazendo com que a transformação

austenita-ferrita ocorra com a austenita não recristalizada gerando um grão estrutural muito mais fino.<sup>52</sup>

A laminação controlada é dividida em três etapas, como mostrado na Figura 0.19: (I) região de recristaliação, (II) região de não-recristalização e (III) região da segunda fase (austenita+ferrita).

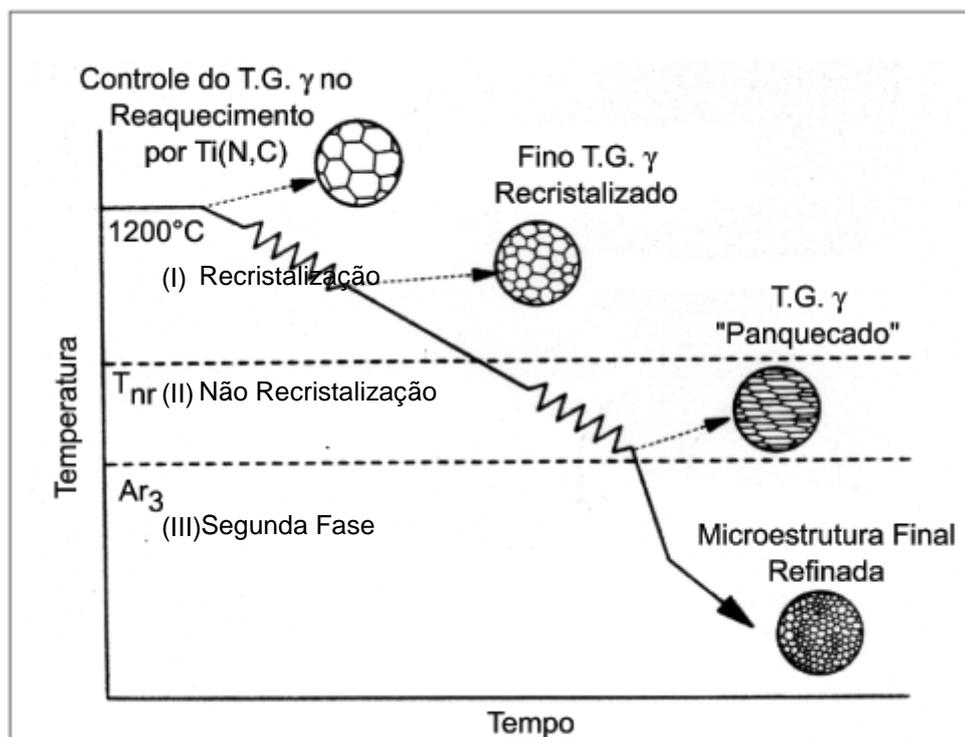


Figura 0.19 Ilustração das alterações microestruturais conforme a temperatura de conformação.

Estas regiões são definidas baseando-se na temperatura de recristalização e na temperatura de transformação do aço. Boratto<sup>53</sup> encontrou uma aproximação para temperatura de recristalização utilizando-se de uma base de diversos aços culminando na equação 8.

$$T_{NR} = 897 + 464C + (6445Nb - 644V - Nb) + (723V - 230V) + 890Ti + 363Al - 357Si$$

Equação 8

Com esta divisão, recomenda-se um fluxo para retirar o máximo de proveito dos mecanismos de endurecimento. Consiste em laminar o material no desbaste na região (I), permitindo que ocorra o processo de recristalização da austenita. O material vai perdendo temperatura ao longo da laminação e quando chega no bloco acabador, o objetivo é que a

temperatura esteja na região (II), impedindo a recristalização. Dessa forma, obtêm-se grãos de austenita alongados na direção de laminação, conhecidos como estrutura “apanquecada”. São grãos com elevada energia interna e em seus contornos estão sendo depositados precipitados do elemento microligante que impede seu crescimento. Desta forma, ao ser atingida a temperatura de transformação, os núcleos de formação da ferrita serão muitos e de pequena dimensão, ocasionando um material de grão estrutural bastante fino. Algumas aplicações preferem laminar os últimos passes na região (III) promovendo a deformação de grãos de austenita e de ferrita, produzindo um material já encruado.

Esta lógica pode ser utilizada para qualquer processo de conformação a quente e foi assim que Boyd e Zhao<sup>54</sup> em um recente estudo com um aço forjado com 0,41%C (liga 1541) modificado com 0,014%Ti + 0,114%V ou 0,039%Nb mostrou significativo avanço utilizando um processo termomecânico. Os resultados estão exibidos na Figura 0.20. A baixa tenacidade dos produtos forjados convencionalmente está relacionadas ao maior tamanho de grão austenítico. Sob processamento termomecânico, o aço ao nióbio produz austenita não recristalizada e austenita recristalizada no aço ao vanádio. De qualquer forma, para ambos percebe-se o incremento nas propriedades. No primeiro, a precipitação induzida por deformação na austenita previne a recristalização da mesma resultando na chamada estrutura “apanquecada”.

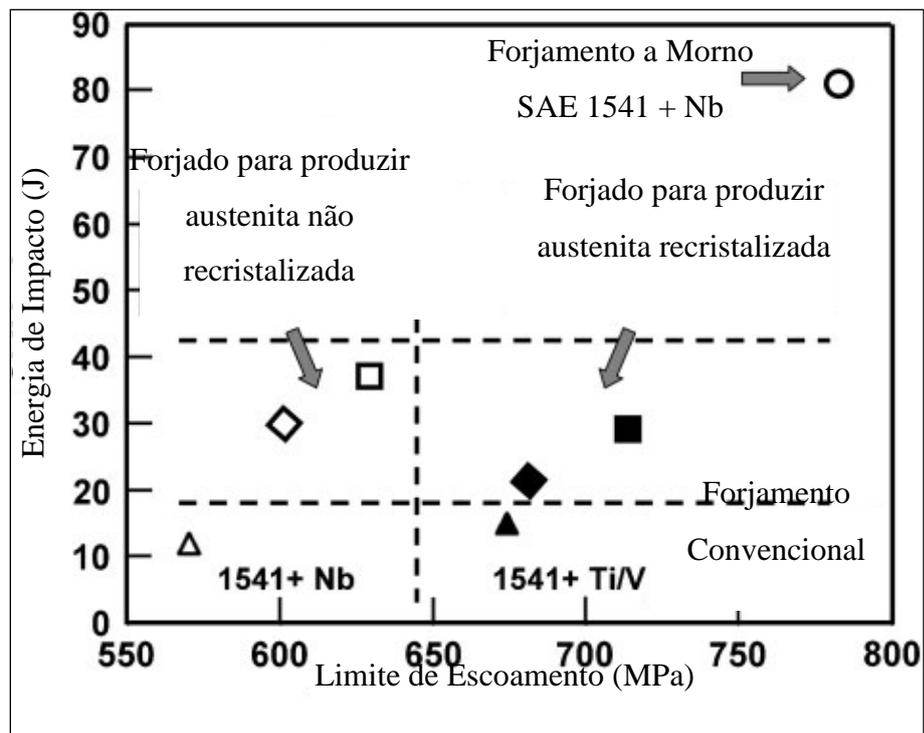


Figura 0.20 Comparação de resultados de limite de resistência e Charpy à temperatura ambiente em forjamento convencional e termomecânico<sup>55</sup>.

Hulka<sup>56</sup> também mostrou este ganho de resultados em seus experimentos. A Figura 0.21 mostra o tamanho de grão e a tenacidade de uma flange a várias distâncias da rede após o processo convencional de laminação (temperatura final de 1040°C) e para a laminação controlada (temperatura final 960°C).

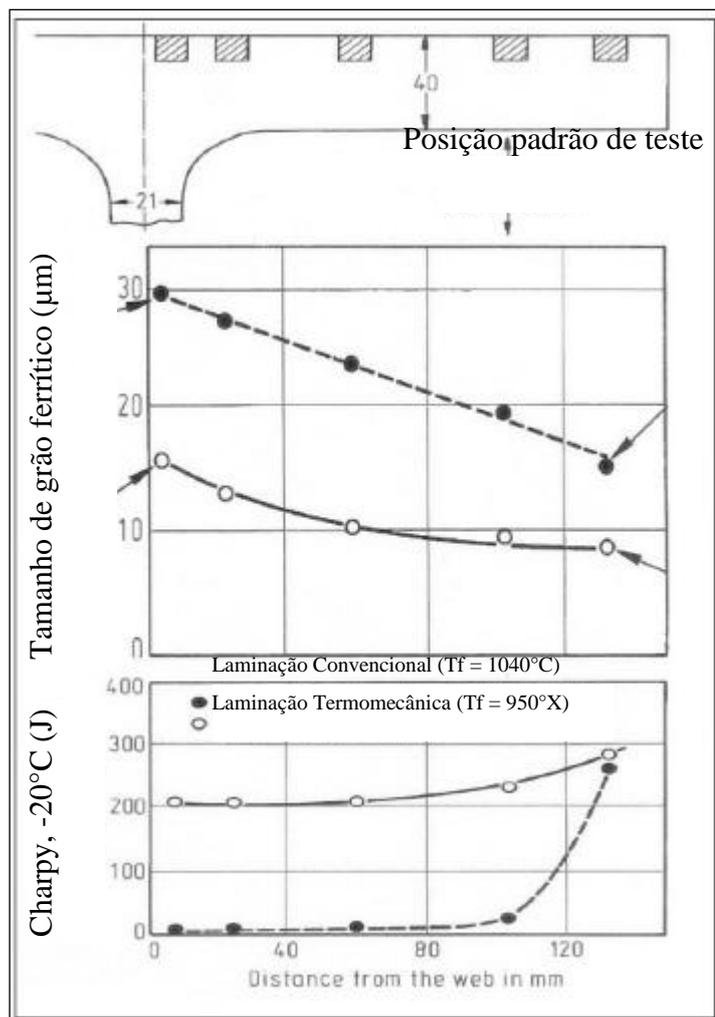


Figura 0.21 Tamanho de grão e energia de impacto de uma flange sob diferentes processos de laminação<sup>56</sup>.

### 3.4.3 Trefilação

A trefilação é um dos processos de conformação mecânica onde o material é forçado a passar através de uma matriz cônica para ter seu diâmetro reduzido e seu comprimento aumentado, conforme Figura 0.22. Por se tratar de um processo a frio. A precisão dimensional é muito maior do que a do material laminado, sendo muitas vezes utilizado para corrigir esta limitação do processo a quente.

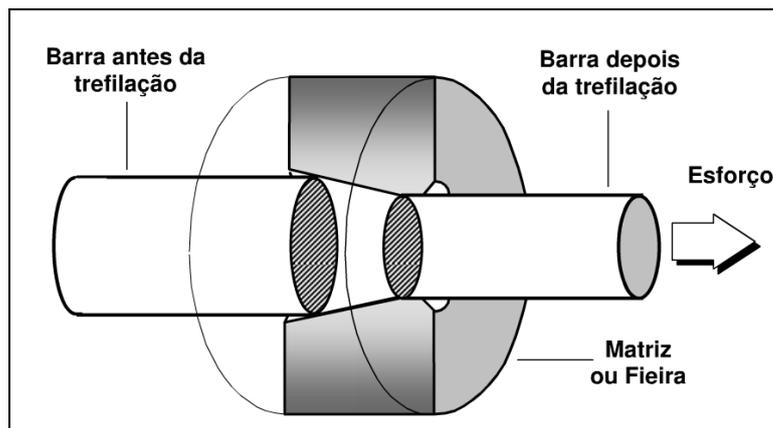


Figura 0.22: Princípio de Trefilação

É um processo de conformação a frio e normalmente utilizado para produção de arames, barras e tubos. A Figura 0.23 esquematiza o processo de conformação em questão.<sup>57</sup>

As etapas do processo de trefilação são:

- a) Decapagem;
- b) Trefilação e
- c) Tratamento Térmico de recozimento, se necessário.

Por ser um processo de conformação a frio, a trefilação contribui com o aumento das propriedades mecânicas pelo mecanismo de endurecimento de encruamento.

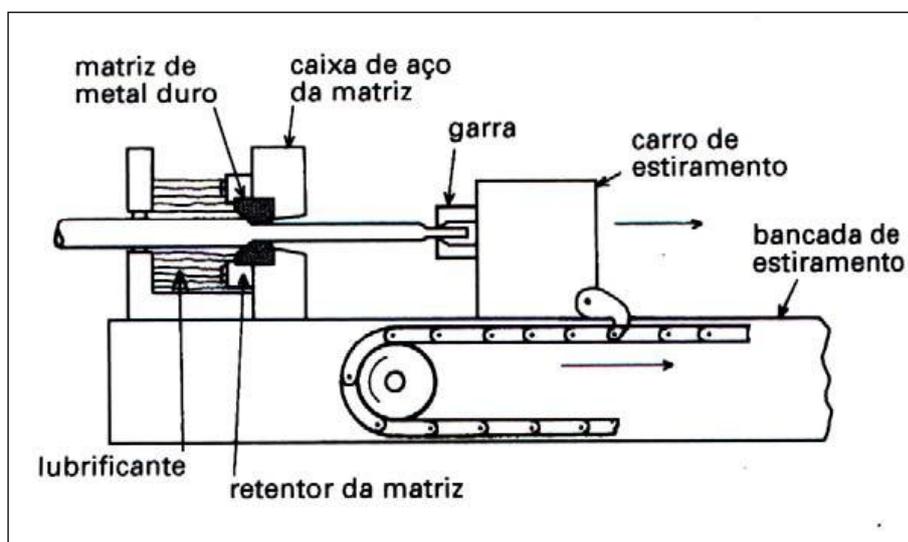


Figura 0.23 Representação esquemática do processo de trefilação<sup>57</sup>.

#### 3.4.4 Forjamento a frio

O forjamento é a forma de conformação dos metais mais antiga e é feita por meio de martelamento ou esforço de compressão e pode ser feita a quente, a morno e a frio<sup>58</sup>.

Forjamento a frio é uma deformação plástica de metais, à temperatura ambiente, onde o material é forçado por compressão, a fluir entre uma matriz e um macho, resultando na obtenção de peças com forma e tolerâncias de precisão.

É um método usado para mover, sem remover o metal. Esta tecnologia já provou ser altamente econômica. Suas aplicações estão crescendo rapidamente e há um forte potencial para o desenvolvimento de peças com formas geométricas mais complexas, fabricadas com matérias-primas que permitem maior grau de deformação.

O trabalho a frio é acompanhado do encruamento do metal, que é ocasionado pela interação das discordâncias entre si e com outras barreiras – tais como contornos de grão – que impede o seu movimento através da rede cristalina. A deformação plástica produz também um aumento no número de discordâncias, as quais, em virtude de sua interação, resultam num elevado estado de tensão interna na rede cristalina. Tudo isto resulta macroscopicamente num aumento de resistência e dureza e num decréscimo da ductilidade do material.

Por encontrar-se em baixas temperaturas, a tensão de deformação do material é alta e, portanto exige altas pressões por parte das máquinas e, conseqüentemente, exige forjas de grande ou médio porte<sup>59</sup>. A Tabela 0.4 resume as diferenças entre o forjamento a quente e o forjamento a frio<sup>60</sup>.

Tabela 0.4 Comparação entre os processos de forjamento a quente e a frio<sup>60</sup>.

Forjamento a quente	Forjamento a frio
Produção de peças	Produção de peças
Grande importância técnico-econômica	Inclui os processos: - extrusão - recalque - cunhagem (troquelagem)
Tensões reduzidas Pouco ou nenhum encruamento Microestrutura mais homogênea	Tensões elevadas e encruamento → alta sollicitação da ferramenta
Alta forjabilidade Retrabalho de peças grandes	Forjabilidade limitada Peças pequenas de aço ou metais não ferrosos
Tolerância de fabricação de ruim a média	Pouco retrabalho
Superfície com carepa	Boa qualidade superficial
Temperaturas de forjamento: Aço > 1000 C (até 1050 C) Ligas de alumínio 360 C ... 520 C Ligas de cobre 700 C ... 800 C	

### 3.4.5 Envelhecimento

O tratamento de envelhecimento consiste na precipitação de outra fase na forma de partículas extremamente finas e bem distribuídas que aumentam as propriedades mecânicas do material.

O processo de envelhecimento pode ser natural ou artificial. O processo natural ocorre à temperatura ambiente enquanto o artificial precisa de energia para que ocorra.

No envelhecimento artificial é possível o controle das propriedades através da temperatura e tempo de exposição do material até chegar a um máximo de dureza a partir do qual ocorre o crescimento dos precipitados e a consequente perda de coerência dos mesmos com a matriz levando a queda das propriedades. Este estágio é conhecido como superenvelhecimento<sup>61</sup>.

O envelhecimento pode ser preconizado pelo processo de solubilização afim de permitir que os elementos microligantes permaneçam em solução sólida para posterior reprecipitação. Caso não ocorra a solubilização, a precipitação no processo de envelhecimento pode ou não ocorrer, dependendo da quantidade de microligante ainda disponível para o processo. A Figura 0.24 exemplifica um ciclo completo de envelhecimento<sup>62</sup>.

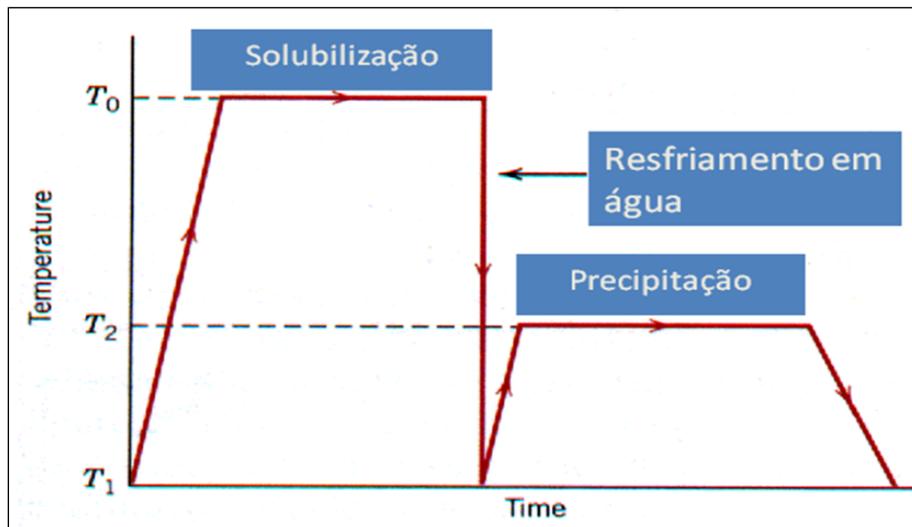


Figura 0.24 Desenho esquemático de um ciclo completo de envelhecimento <sup>62</sup>.

## 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Nesta seção do trabalho, serão apresentados os materiais utilizados, o procedimento experimental e as técnicas de análise utilizadas.

### 4.1 Materiais

A composição química desenhada para este trabalho consistiu em um aço ao manganês escolhendo-se o nióbio como elemento microligante. Na Tabela 0.5 observa-se a composição desenhada para o SAE 1312mod e do SAE 10B22, material que, conforme descrito na seção 0, poderá ser substituído pelo desenvolvimento sem a necessidade de beneficiamento das peças.

Tabela 0.5: Faixa Comparação da composição química do SAE10B22 e do SAE1312mod.

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	Cu	B	N
10B22	0,18	0,70											0,0005	
	0,23	1,00		0,030	0,050								0,003	
1312	0,09	1,65	0,15						0,03	0,025	0,02			
	0,14	1,85	0,35	0,025	0,025	0,25	0,25	0,06	0,04	0,04	0,035	0,35		0,100

A seguir, os tarugos foram laminados como fio máquina na bitola de 12,70mm. Após analisado, foram escolhidas duas condições para trefilação em diferentes níveis de redução variando de 15 a 30%, reduções estas que abrangem as diferentes deformações sofridas pelo parafuso em questão.

O arame com redução de 25% foi levado ao processo de envelhecimento por uma hora com temperaturas variando de 300 a 600°C com intervalos de 100°C.

### 4.2 Metodologia

Para análise dos resultados, a metodologia incluiu simulações termomecânicas, análise das propriedades do material laminado, curva de encruamento de determinadas condições de laminação e análise das propriedades mecânicas de determinado nível de redução a diferentes temperaturas de envelhecimento.

### 4.3 Simulações termomecânicas

Para entendimento do comportamento da composição química citada, foram feitas algumas simulações dos processos de produção. Para tanto, foi utilizado um equipamento da marca Gleeble 3500.

Inicialmente foram tiradas amostras dos tarugos para simulação das taxas de deformação no endireitamento do lingotamento contínuo a diversas temperaturas para entendimento do comportamento plástico do material nesta etapa do processo. Da mesma forma, foram tomadas amostras dos primeiros passes de laminação para verificação da plasticidade a taxas de deformações mais severas (praticadas na laminação) em um range de temperaturas menores, conforme o processo de conformação. Ainda para conhecimento do aço, por meio de simulação termomecânica, obteve-se o diagrama CCT do mesmo para aplicação das taxas de resfriamento na laminação.

### 4.4 Experimentos

Foram construídos experimentos no processo de laminação, trefilação e envelhecimento. A seguir, são apresentados maiores detalhes dos testes realizados.

#### DOE (Design of experiments) na laminação

O aço da composição explicitada na Tabela 0.5 foi laminado em diferentes condições para avaliação das propriedades nos diferentes experimentos. Para isso, a temperatura de laminação nos blocos foi mantida constante e num valor abaixo do comumente usado, visando reduzir o tamanho de grão austenítico proveniente da recristalização prévia. Dois outros fatores foram variados: a temperatura de bobinamento e a taxa de resfriamento do material. O primeiro deles foi variado em dois níveis (alta e baixa) enquanto o segundo variou em quatro níveis: alta, média, baixa e baixíssima. O experimento pode ser sintetizado conforme Tabela 0.6.

Tabela 0.6 Condições do DOE na laminação.

Experimento	Temperatura	Resfriamento
1	Alta	Alta
2		Média
3		Baixa
4		Baixíssima
5	Baixa	Alta
6		Média
7		Baixa
8		Baixíssima

A condição padrão de laminação é a de temperatura baixa de bobinamento e resfriamento baixa. Buscou-se com estas condições de teste, partir de uma temperatura de bobinamento superior e uma taxa de resfriamento tal que otimizasse a microestrutura minimizando a presença de bainita e impedindo a precipitação interfásica durante a transformação, por receio de que estas condições prejudicassem a conformabilidade do material.

#### Curva de Encruamento

Como foi visto na seção 3.4, antes da conformação do parafuso, o material sofre uma redução a frio pelo processo de trefila e o local onde será posteriormente laminada a rosca do parafuso é previamente extrudada. Desta forma, a região da rosca sofre uma deformação pelo processo de trefila e pela extrusão que estão abrangidas dentro dos valores utilizados na curva de encruamento.

Para simular este acúmulo de deformação, foram feitos testes com duas condições de material laminado em diferentes níveis de redução para avaliação das propriedades do material. Nesta etapa do processo, o mecanismo de endurecimento predominante é o encruamento, ou seja, o material ganha propriedade mecânica pelo aumento do número de discordâncias na rede cristalina. Na Tabela 0.7, segue a descrição dos testes realizados.

Tabela 0.7 Condições de teste para curva de encruamento.

T Bobinamento	Tx. Resfriamento	% Redução
Alta	Alta	15
		20
		25
		30
	Baixa	15
		20
		25
		30

### Curva de Envelhecimento

Sabendo-se o percentual de redução total aplicado na região da rosca, foram aplicados testes nesta condição de encruamento em diferentes temperaturas de envelhecimento para verificar as propriedades mecânicas adquiridas. Nota-se que, nestas temperaturas, espera-se que ocorra a precipitação dos carbonetos de nióbio na ferrita. É importante determinar o ponto ótimo deste tratamento, pois existe a possibilidade de ocorrer o processo de superenvelhecimento, onde, com energia e tempo suficiente, os precipitados aumentam de tamanho, promovendo a queda das propriedades mecânicas do material.

Desta forma, foram escolhidas duas condições de laminação (temperatura do formador de espiras alta e taxas de resfriamento alta e baixa) com um percentual de redução de área igual a 25% (redução causada pelo processo de trefila mais extrusão na região da rosca) e estas amostras foram levadas a um forno do tipo mufla variando a temperatura entre 300 e 600°C permanecendo nela por uma hora. Após isso, as amostras foram resfriadas ao ar e avaliadas suas propriedades mecânicas. A Tabela 0.8, observam-se as condições testadas.

Tabela 0.8: Condições de teste para Curva de Envelhecimento.

Temperatura Bobinamento	Taxa de Resfriamento	% Redução	Temperatura Envelhecimento
Alta	Alta	25	300
			400
			500
			600
	Baixa		300
			400
			500
			600

#### 4.5 Caracterização do material.

A caracterização das propriedades mecânicas do material foi feita em cada uma das etapas do processo com seus diferentes níveis.

Na etapa de laminação, foram realizadas as análises de propriedade mecânica através do ensaio de tração conforme ASTM E-8 em uma máquina universal Instron modelo ECC para avaliar o limite de resistência e escoamento e as medidas de ductilidade de redução de área e alongamento. Para entendimento das propriedades foram analisadas as microestruturas do material por microscopia ótica e eletrônica. As fraturas das amostras do ensaio de tração também foram levadas ao microscópio eletrônico para entendimento do mecanismo de fratura.

No material trefilado nos diferentes níveis de redução também foram avaliadas as propriedades mecânicas através do ensaio de tração. Microscopia ótica complementou a análise nesta etapa.

Por último, o material envelhecido foi caracterizado mecanicamente em suas propriedades e teve sua estrutura observada por microscopia ótica.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção são apresentados os resultados e discussões deste trabalho.

### 5.1 Simulações termomecânicas

#### Ductilidade a quente

O resultado da simulação de ductilidade no processo de endireitamento dos tarugos em diferentes temperaturas pode ser observado nas Figura 0.1 e Figura 0.2 através dos valores de redução de área. Pode-se observar que, sob a taxa de deformação utilizada no endireitamento dos tarugos no lingotamento contínuo, a ductilidade permanece constante apenas acima de 1100°C. Abaixo disso, os valores de redução de área decrescem constantemente, mostrando a fragilidade do material e grande probabilidade de defeitos superficiais nesta região. Além disso, observa-se também uma pequena diferença na ductilidade entre as amostras do canto do tarugo e da face, apesar de ambas terem comportamento bastante semelhante. A maior ductilidade do canto do tarugo pode ser explicada pela maior taxa de resfriamento sofrida nesta região que proporciona um menor tamanho de grão durante a solidificação.

Na Figura 0.2, o aumento da região frágil com o decréscimo de temperatura confirmam os valores apresentados pela propriedade mecânica. Este comportamento está em conformidade com a explicação dada por Turkdogan<sup>47</sup> e outros como Vedani<sup>63</sup>. Na Figura 0.3 é apresentado o resultado encontrado por Fernandes<sup>46</sup> para um aço microligado ao nióbio.

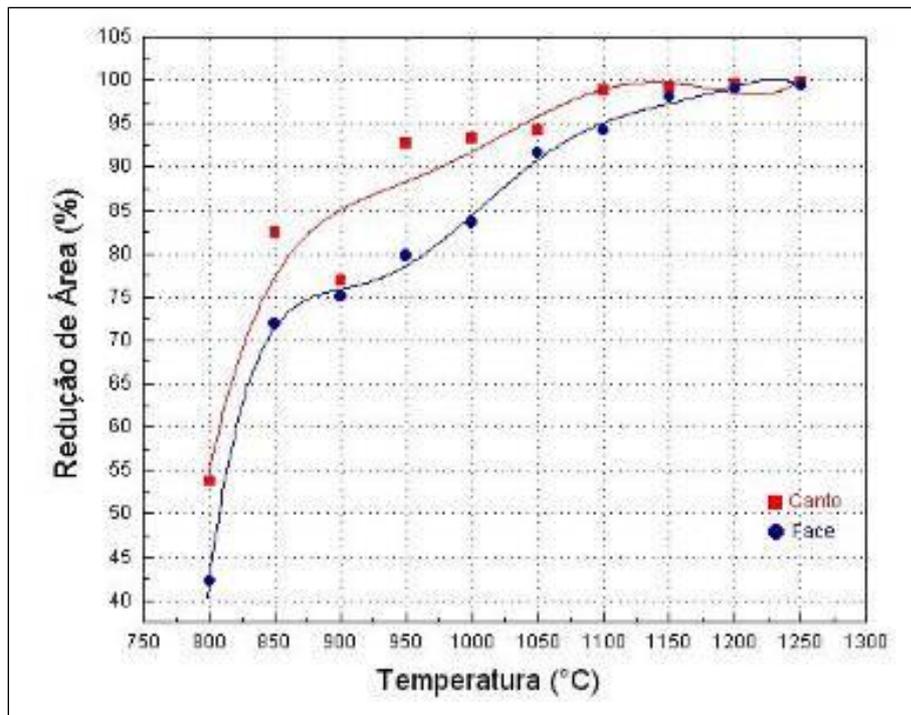


Figura 0.1 Ductilidade a quente do aço SAE 1312mod na taxa de deformação do endireitamento de tarugos no lingotamento para diferentes temperaturas.

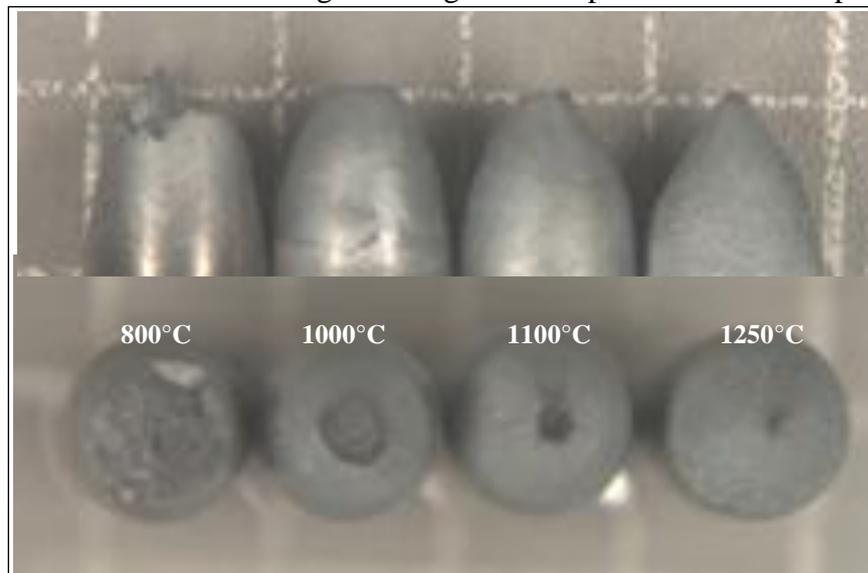


Figura 0.2 Fraturas do aço SAE 1312mod sob a taxa de deformação do endireitamento de tarugos a diferentes temperaturas.

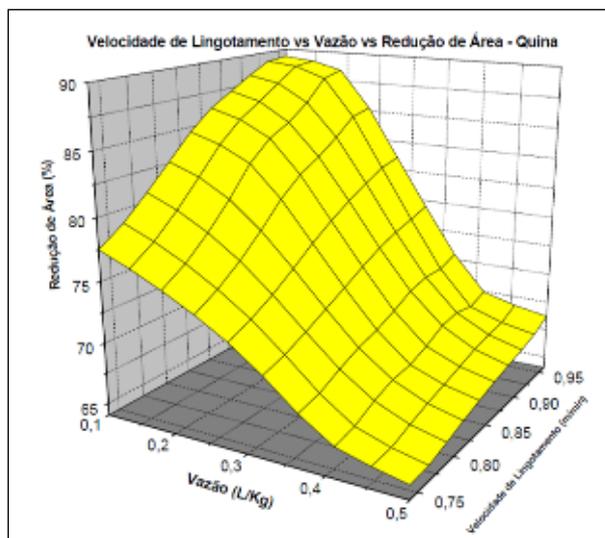


Figura 0.3 Superfície de resposta da ductilidade a quente para o aço DIN 20MnCr5 mod ao Nb em função da velocidade de lingotamento e intensidade de resfriamento secundário<sup>46</sup>.

Fernandes observou que a ductilidade reduz com o aumento da vazão no resfriamento secundário e redução da velocidade de lingotamento, fatores estes que se traduzem em redução de temperatura no processo. Por estes mesmos motivos, para garantir a qualidade superficial dos tarugos, a produção do aço estudado neste trabalho contou com velocidade elevada no lingotamento contínuo e resfriamento secundário moderado, condições estas que garantiram a temperatura do processo acima dos 1100°C.

Conforme Mintz<sup>64</sup>, existem quatro fatores a nível microestrutural, que controlam a ductilidade a quente: Taxa de deformação, tamanho de grão, precipitação e conteúdo inclusionário. Aumentando a taxa de deformação e promovendo o refino de grão tem-se um bom incremento da ductilidade. Com o aumento da taxa de deformação, a quantidade de contornos de grãos em movimento se reduz e junto do refino do tamanho de grão tornará mais difícil a propagação das trincas ao longo dos contornos. Para confirmar esta teoria, os resultados da ductilidade a maiores taxas de deformação são apresentados nas Figura 0.4 e Figura 0.5

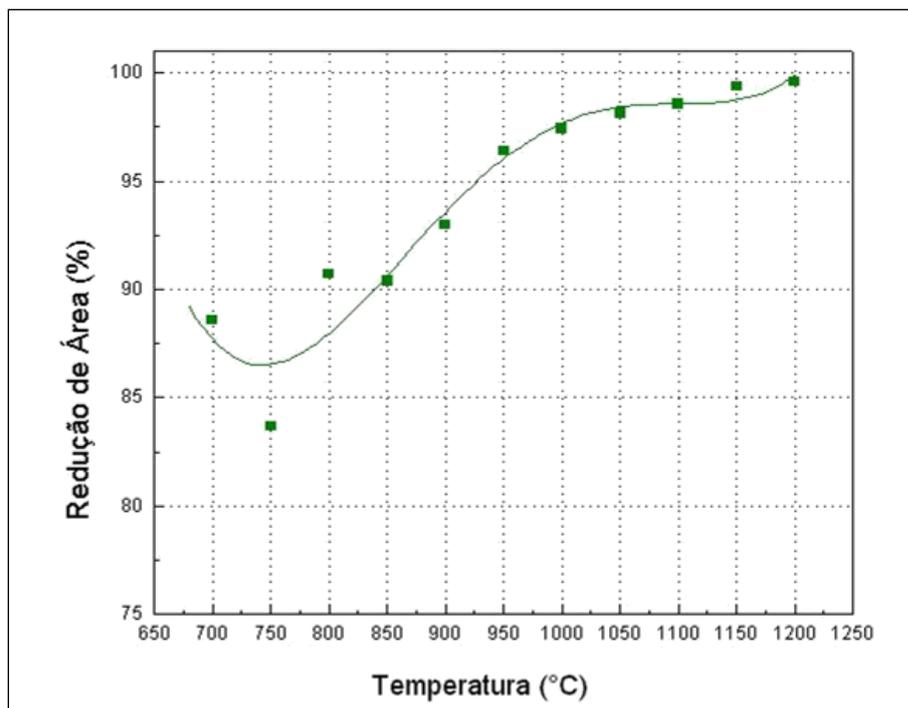


Figura 0.4 Ductilidade a quente do aço SAE 1312mod sob taxas de deformação de  $5s^{-1}$ .

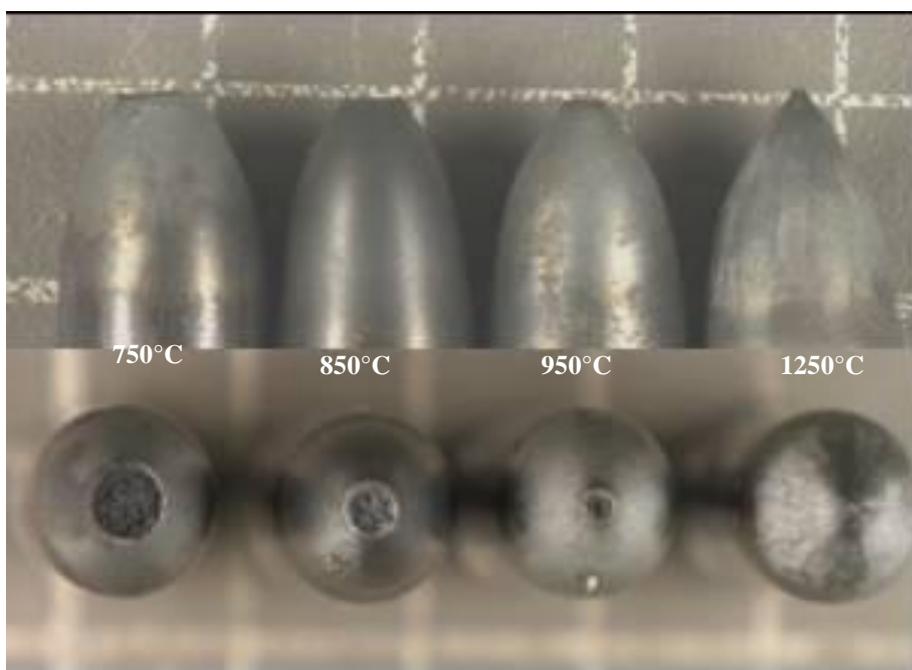


Figura 0.5 Fraturas do aço SAE1312 mod ao Nb para diferentes temperaturas sob a taxa de deformação de  $5s^{-1}$ .

A simulação foi feita a taxa de deformação de  $5s^{-1}$ , taxa máxima admitida na máquina utilizada, ainda muito menor do que a mínima taxa de deformação utilizada no laminador onde foi produzido o material. Sabendo-se que a ductilidade é mais afetada em

nas menores taxas de deformação, na condição real, ainda temos resultados mais favoráveis do que o da simulação.

Pode-se observar que a ductilidade possui valores adequados em todo range de temperaturas usadas na laminação, mesmo em temperaturas menores do que a de recristalização, como a utilizada no bloco acabador. Observa-se o aumento da ductilidade com o aumento da temperatura, mas pode-se garantir a qualidade superficial do material em toda faixa de temperaturas utilizadas na laminação. Isto é explicado pela redução do tamanho de grão e do movimento dos contornos, como foi mostrado anteriormente.

### Diagrama CCT

Também através de simulação termomecânica foi estudado a microestrutura do material em função da taxa de resfriamento aplicada ao mesmo. O resultado obtido é apresentado na Figura 0.6

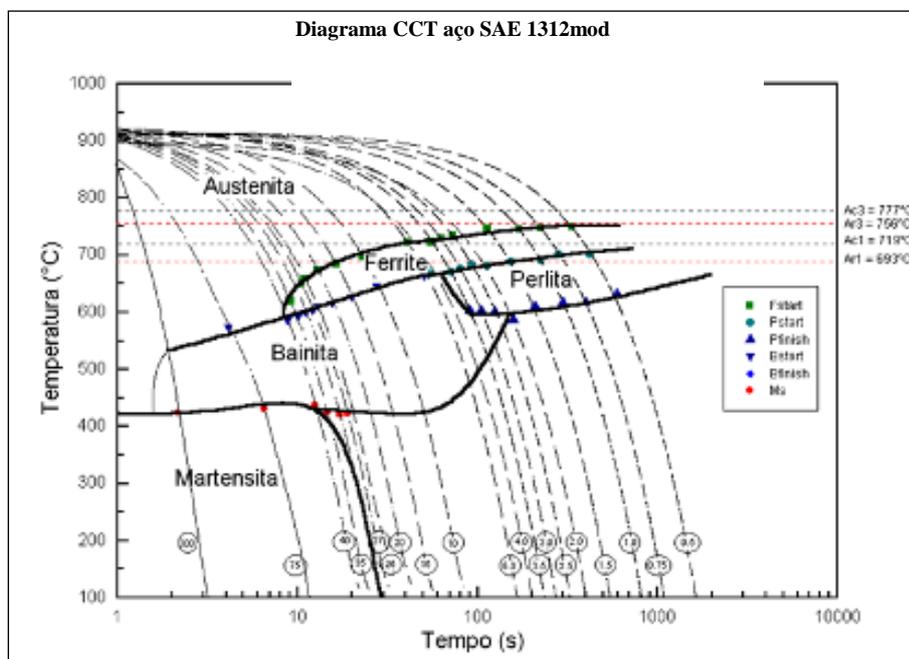


Figura 0.6 Curva CCT do aço SAE 1312mod.

A curva obtida mostra a redução das temperaturas de transformação, o que autores como Tamehiro<sup>65</sup> relacionam aos teores de microligantes contidos no aço. É notória também a expansão do campo bainítico, o que exige uma taxa de resfriamento mais suave para que a estrutura do material tenha a quantidade deste constituinte minimizada ou

mesmo sua morfologia controlada, de maneira que não interfira na trefilação posterior do mesmo. Ocorre que, pelo mesmo motivo, a taxa de resfriamento não pode ser muito baixa, pois nestas condições pode ocorrer a precipitação interfásica, o que irá diminuir muito a ductilidade do material. A partir dos resultados deste ensaio foram buscadas as condições de resfriamento na laminação que otimizasse as propriedades mecânicas do material e utilidade suficiente para conformação da peça.

## 5.2 Propriedades mecânicas do material laminado

O material laminado nas diversas condições apresentadas na seção 4.4.1 foi amostrado tanto nas condições de ponta dos rolos quanto nos quadrantes de uma espira interna. Não havendo grande amplitude nos resultados, os mesmos foram feitos a partir da média de três amostras aleatórias de cada condição. As amostras foram ensaiadas pelo ensaio universal de tração e os resultados de limite de resistência e limite de escoamento estão apresentados nas Figuras 5.7 e 5.8.

Pode-se observar que, para o limite de resistência e de escoamento, a taxa de resfriamento possui influência muito maior nos resultados do que a temperatura de bobinamento.

Conforme Jansto<sup>49</sup>, as propriedades mecânicas dos materiais são consequência de três fatores: tamanho de grão, morfologia das fases precipitadas de transformação e precipitação de partículas secundárias. Estes fatores explicam os resultados mostrados nos gráficos. Os maiores valores de limite de resistência e escoamento são encontrados na maior taxa de resfriamento, independente da temperatura de bobinamento. Isso ocorre, pois, com altas taxas de resfriamento, os produtos de transformação da austenita são de mais elevada dureza e resistência, como a perlita de finas lamelas e até mesmo a bainita (isso pode ser confirmado na microestrutura do material). Ao reduzir-se a taxa de resfriamento, o limite de resistência e escoamento diminuem em função do aumento do percentual de perlita no material e de sua morfologia mais grosseira. Se este fosse o único mecanismo responsável pelas propriedades mecânicas, esperar-se-ia um decréscimo linear das mesmas com a redução da taxa de resfriamento, porém, a partir da taxa baixa ocorre uma inversão de valores aumentando o limite de resistência e escoamento. A razão destes valores pode ser devido ao mecanismo de precipitação interfásica, que ocorre apenas sob condições de tempo e temperaturas determinados conforme mostrado na seção 3.1.4.3. As

Figura 0.9 e Figura 0.10 confirmam os mecanismos descritos de microestrutura. Observa-se claramente que, a altas taxas de resfriamento (a), o material torna-se predominantemente bainítico-ferrítico e que, com a redução da taxa, aumenta-se o percentual de perlita na microestrutura do material, favorecendo menores valores de limite de resistência e escoamento não fosse o mecanismo de precipitação interfásica.

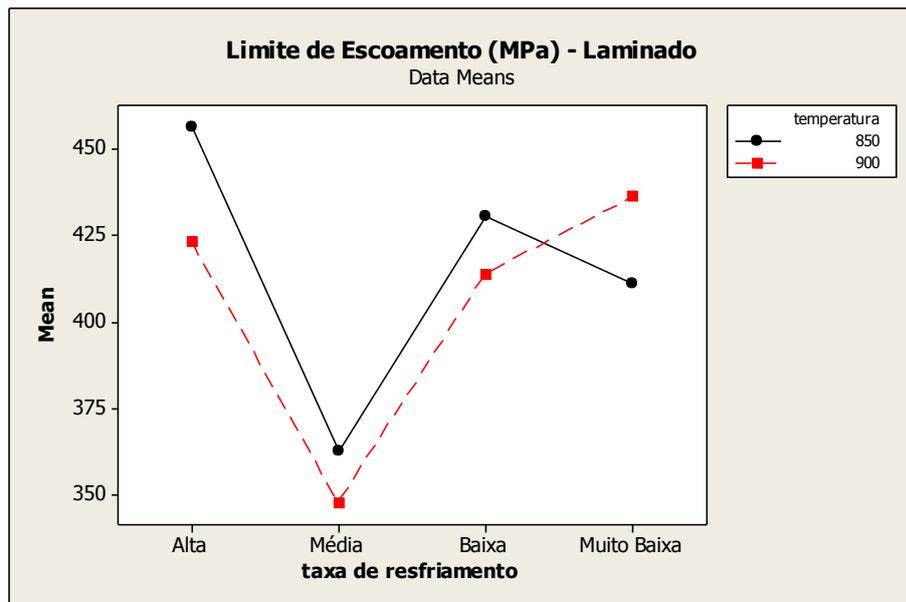
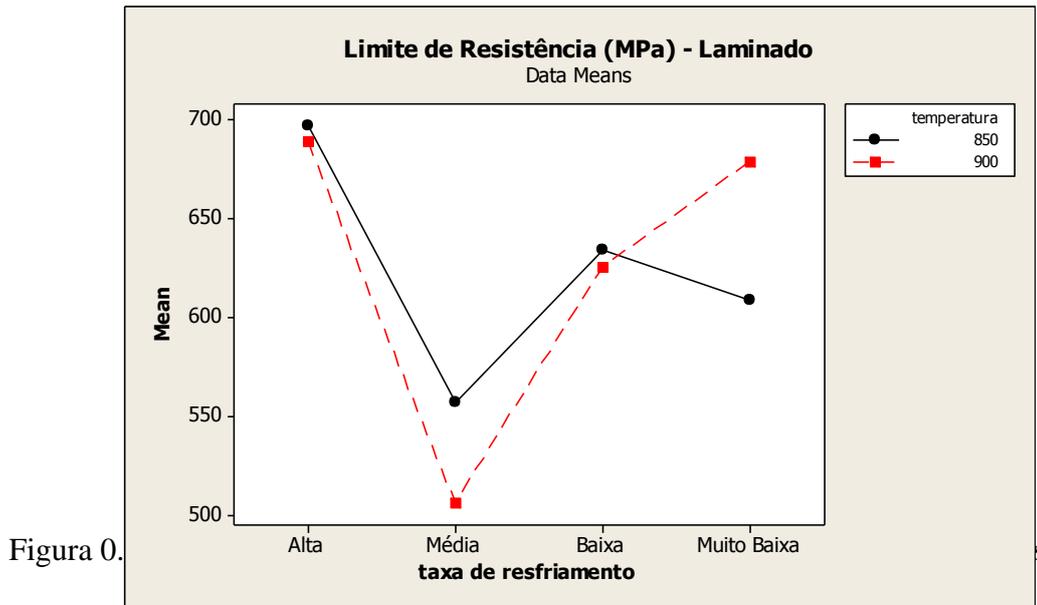


Figura 0.8 Limite de Escoamento do SAE 1312mod laminado com diferentes temperaturas de bobinamento e taxas de resfriamento.

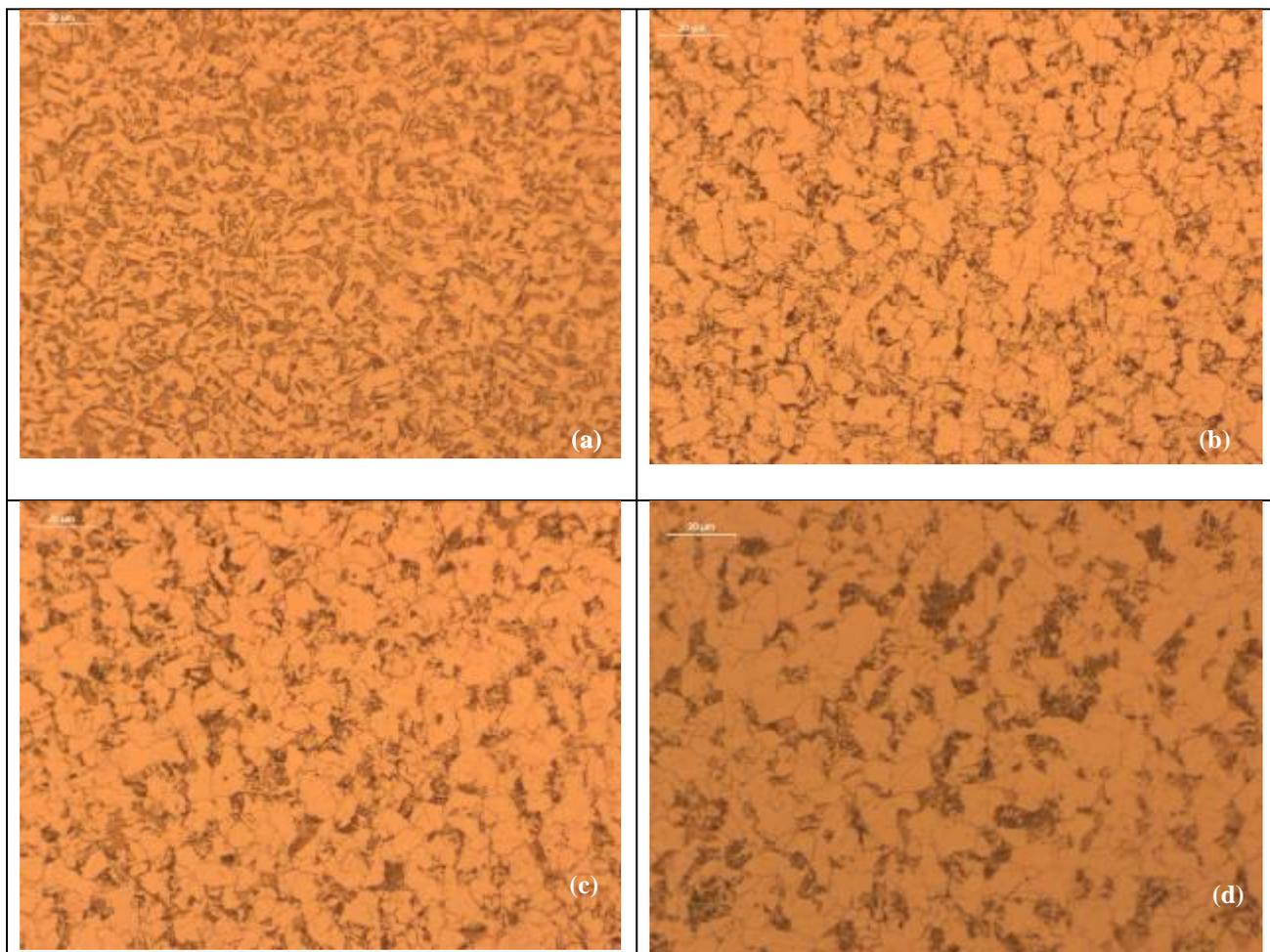
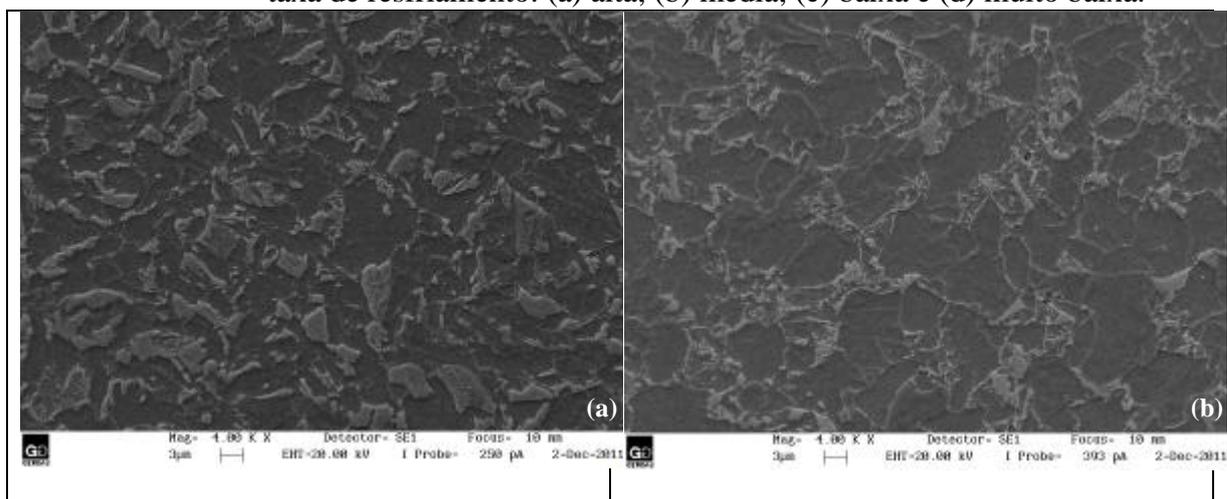


Figura 0.9 Micrografias ótica do aço SAE1312 mod bobinado a alta temperatura com taxa de resfriamento: (a) alta; (b) média; (c) baixa e (d) muito baixa.



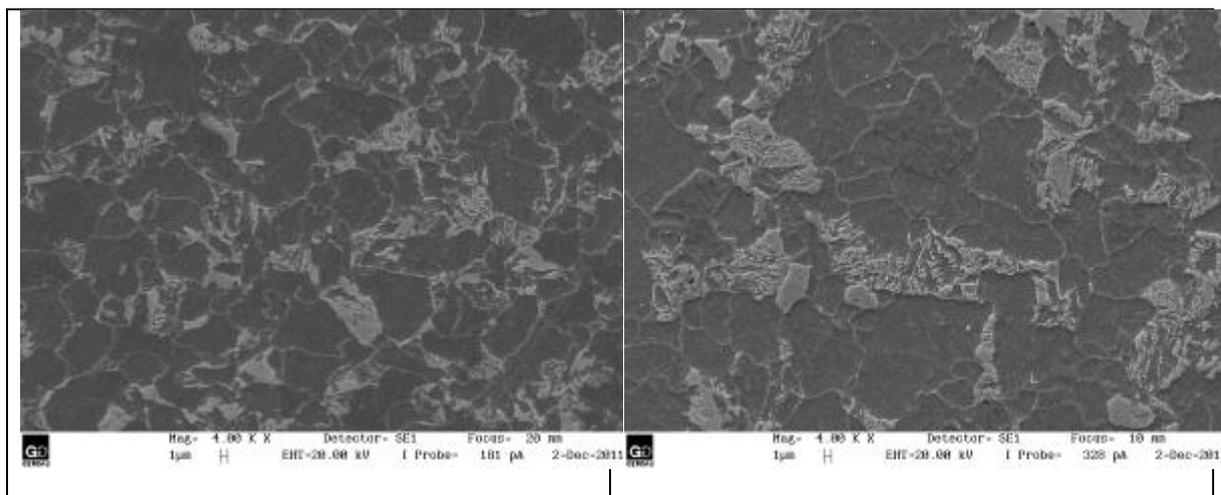


Figura 0.10 Micrografias eletrônica de varredura do aço SAE1312 mod bobinado a alta temperatura com taxa de resfriamento: (a) alta; (b) média; (c) baixa e (d) muito baixa.

A Figura 0.11 mostra a análise de tamanho de grão austenítico do SAE 1312 mod em taxa de resfriamento alta e baixa. Conforme ASTM E112<sup>66</sup>, o tamanho de grão classificou-se como ASTM 9, considerado um material bastante refinado. Esta condição foi atingida pela combinação da adição de nióbio e pela temperatura final de laminação. Como foi descrito na seção 3.4.2, a produção deste aço foi conduzida a temperatura final muito próxima da temperatura de não-recristalização, o que leva a um refinamento de grão já que a recristalização foi inibida. Como todas as condições de laminação tiveram as temperaturas de conformação uniformes, não houve variação nesse resultado. É também este tamanho de grão refinado que pode ajudar a explicar que, mesmo com alta resistência, o material não sofreu quedas consideráveis de ductilidade.

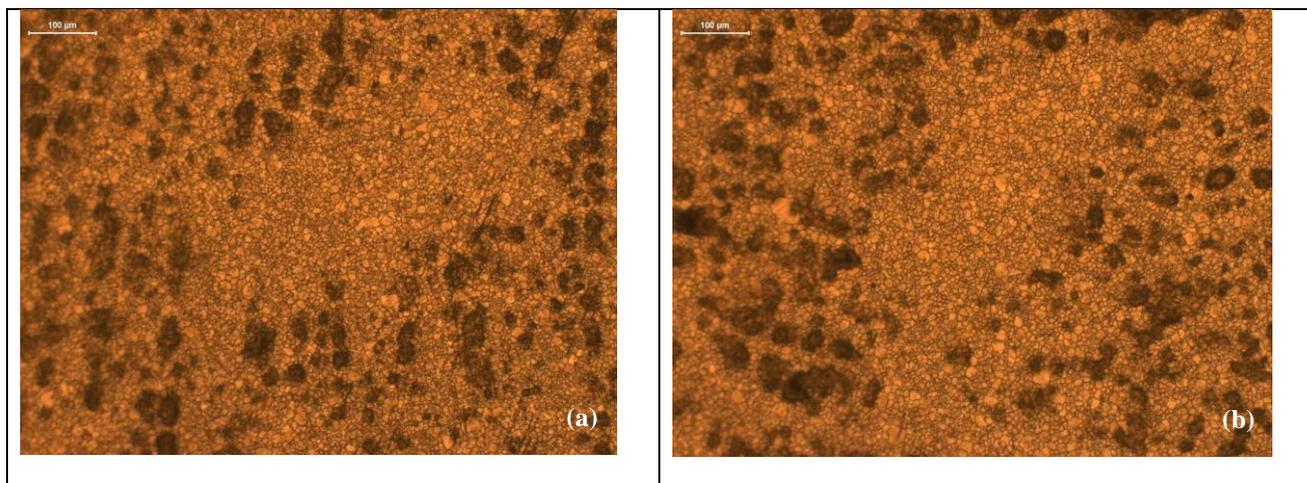


Figura 0.11 Tamanho de grão austenítico em taxa de resfriamento: (a) alta e (b) baixa.

A ductilidade do material laminado foi avaliada pela redução de área e alongamento, conforme mostrado nas Figura 0.12 e Figura 0.13.

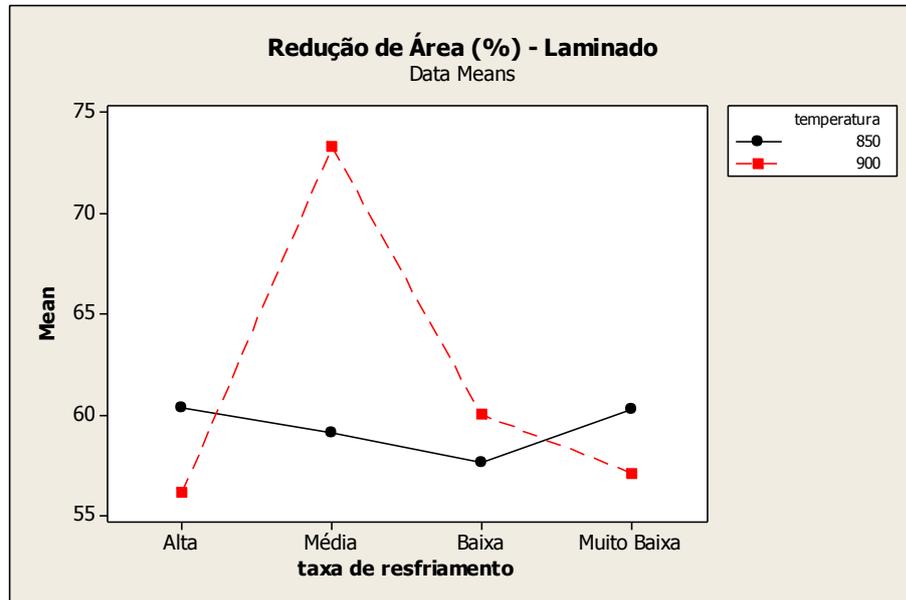


Figura 0.12 Redução de área do SAE 1312mod laminado com diferentes temperaturas de bobinamento e taxas de resfriamento.

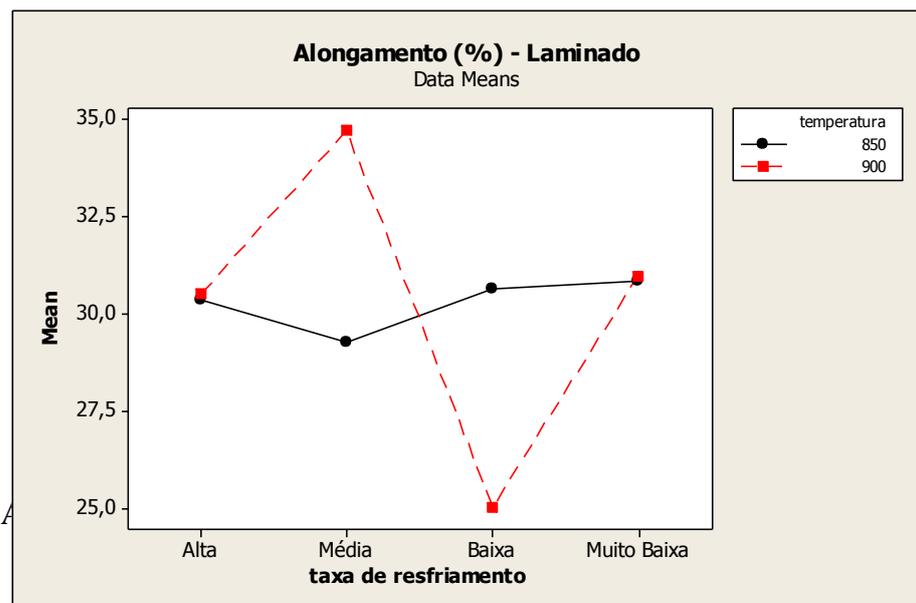


Figura 0.13

Excetuando-se os valores de alongamento na temperatura alta de bobinamento e taxas de resfriamento média e baixa, os valores representativos de ductilidade mantiveram-

se aproximadamente constantes para todas as condições. Autores como Schamungam<sup>67</sup> atribuem este benefício a uma estrutura denominada “perlita degenerada”, a qual também foi encontrada na microestrutura do material, via microscopia eletrônica de varredura, vide Figura 0.14.

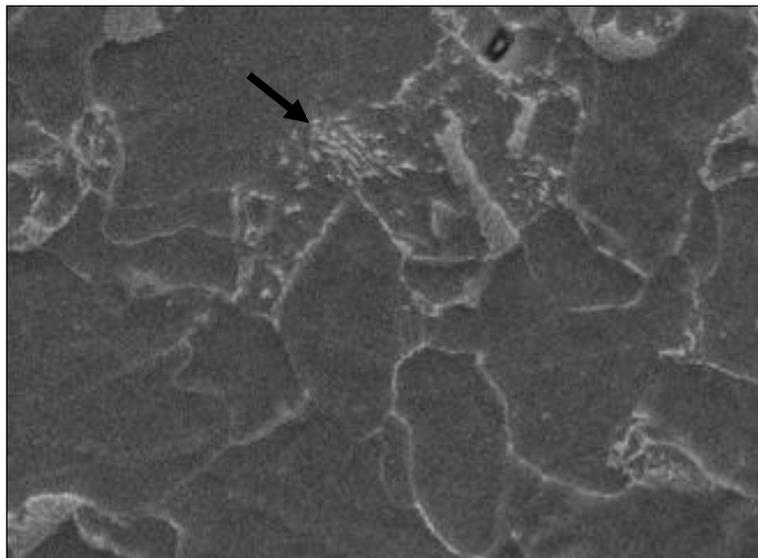
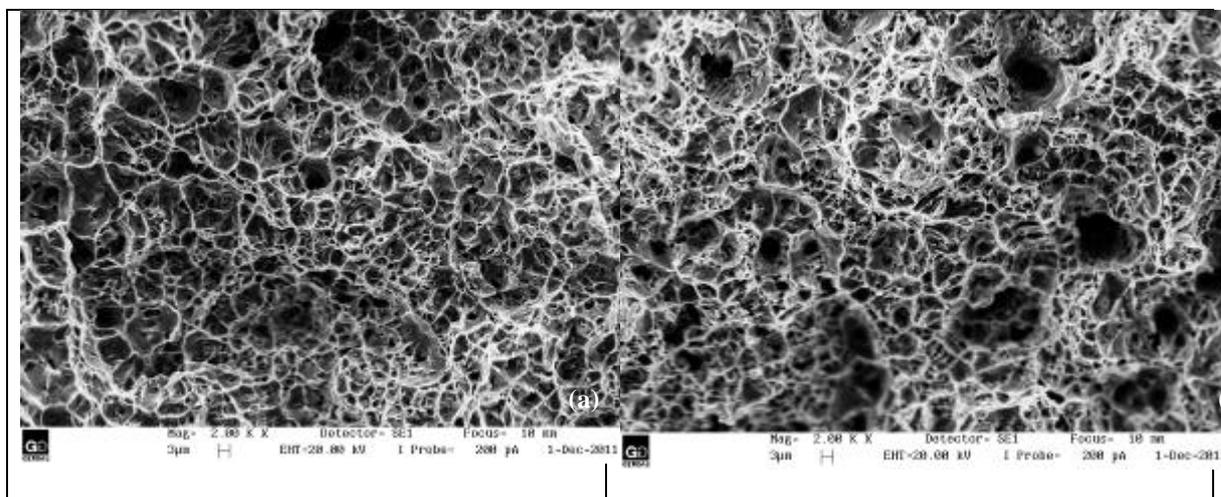


Figura 0.14 Microscopia eletrônica de varredura indicando região apresentando perlita degenerada. Ataque Nital 2%.

A perlita degenerada, como também foi demonstrada por Ogata<sup>68</sup> e Nascimento<sup>69</sup>, ocorre a taxas de resfriamento entre a formação da perlita e da bainita e caracteriza-se pela formação de cementita de forma descontínua rodeada por perlita convencional ou mesmo ferrita. Isso ocorre pois não há tempo suficiente para a difusão do carbono formar as lamelas de forma orientada como na perlita.

Além da microscopia, a ductilidade do material pode ser visualizada através da fratura dos corpos de prova do ensaio de tração, conforme mostrado na Figura 0.15.



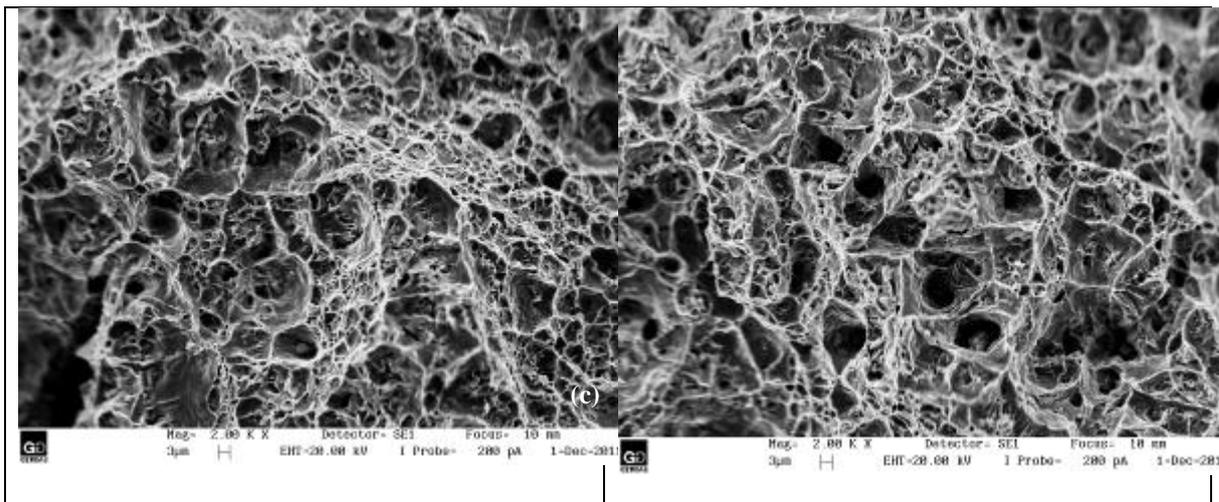


Figura 0.15 Microscopia eletrônica de varredura da superfície das fraturas do ensaio de tração do SAE 1312 mod laminado em diferentes taxas de resfriamento: (a) taxa alta; (b) taxa média; (c) taxa baixa e (d) taxa muito baixa.

Pode-se observar que para todas as condições testadas, a fratura permaneceu dúctil, confirmando os resultados de alongamento e redução de área. Porém, na menor taxa de resfriamento os “dimples” parecem maiores e mais profundos, resultado da maior ductilidade desta condição.

Diante dos dados mostrados, percebe-se claramente que a condição de maior taxa de resfriamento produziu o material com maiores propriedades mecânicas ( $LR = 700\text{MPa}$  e  $LE = 460\text{MPa}$ ) sem perda de ductilidade significativa ( $RA = 55\%$  e  $AI = 30\%$ ), sendo, portanto, uma possibilidade de uso para os parafusos. Desta forma, escolheu-se as condições de taxa de resfriamento alta e baixa para a construção da curva de encruamento.

### 5.3 Propriedades mecânicas do material trefilado

O material bobinado a alta temperatura e resfriado a taxas de resfriamento alta e baixa foi trefilado em diferentes graus de redução variando de 15 a 30% e os resultados são apresentados a seguir.

Primeiramente, cabe destacar que ambas as condições foram passíveis de redução de até 30% sem nenhum tipo de fragilização do material, o que garante a fabricação dos parafusos que possuem uma redução um pouco menor do que isso na região de rosca, onde devem ser garantidas as propriedades em serviço.

As Figura 0.16 e Figura 0.17 apresentam, respectivamente, a variação dos limites de resistência e escoamento de acordo com o percentual de redução sofrido pelo material.

Pode-se observar que, com o aumento da redução, há o aumento dos limites de resistência e de escoamento, o conhecido mecanismo de endurecimento por encruamento. Nele, as discordâncias além de serem fontes de novas discordâncias, interagem entre si dificultando o seu movimento e, por consequência, aumentando o limite de resistência e de escoamento do material.

Além disso, nota-se também que para a taxa de resfriamento alta, na condição de trefilado, o material já atende as propriedades de limite de resistência e escoamento imposto aos parafusos pela ISO 898-1 (800 e 640MPa, respectivamente).

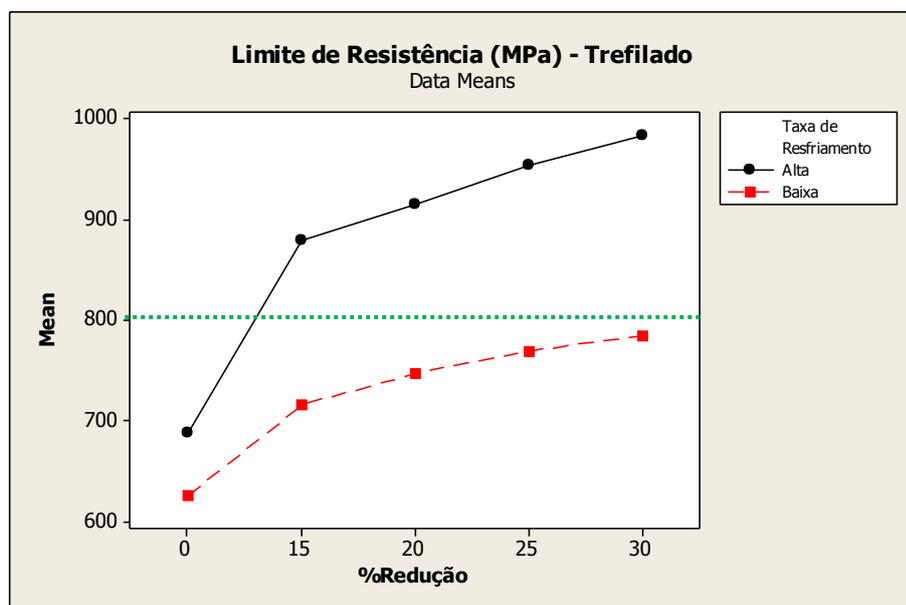


Figura 0.16 Limite de resistência do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa.

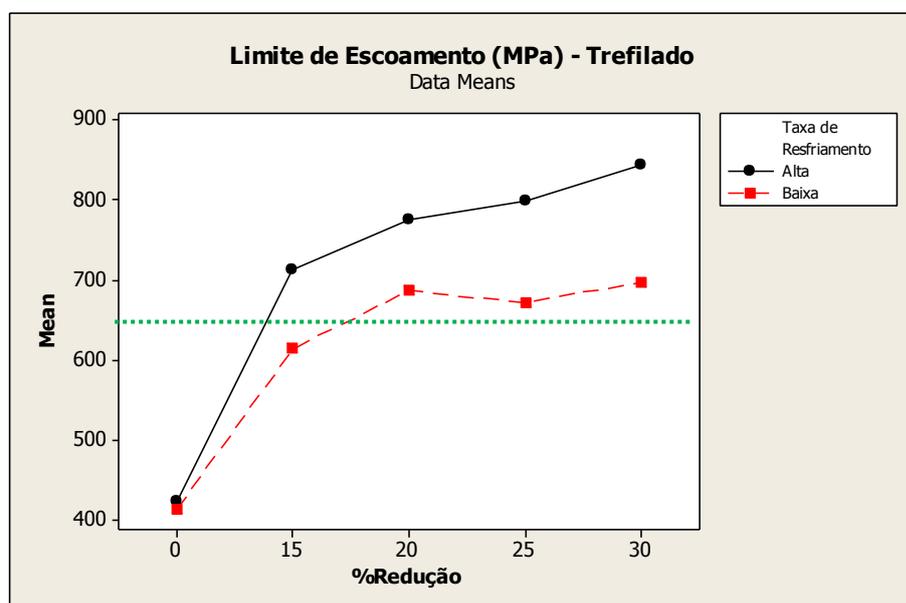


Figura 0.17 Limite de escoamento do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa.

As Figura 0.18 e Figura 0.19 representam os dados de ductilidade do material trefilado.

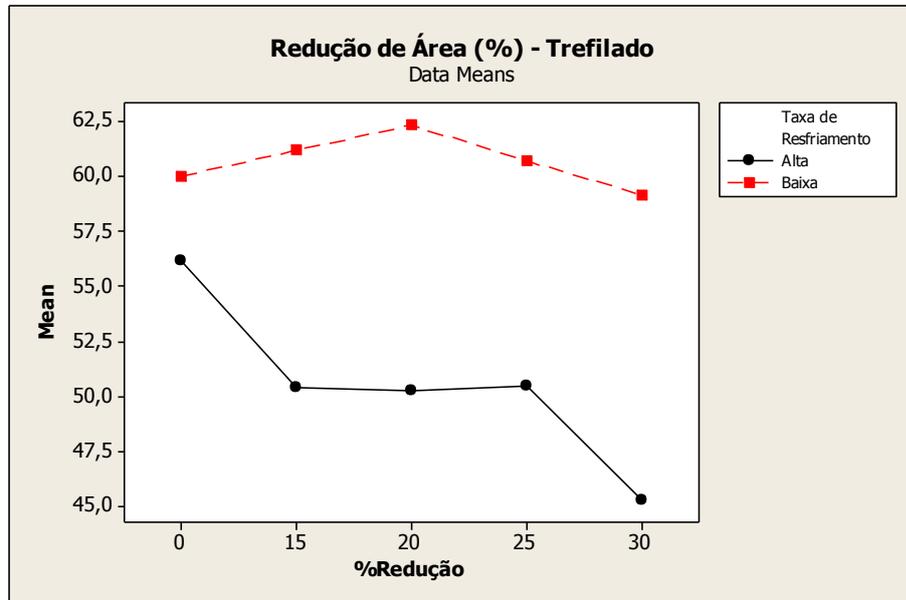


Figura 0.18 Redução de área do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa.

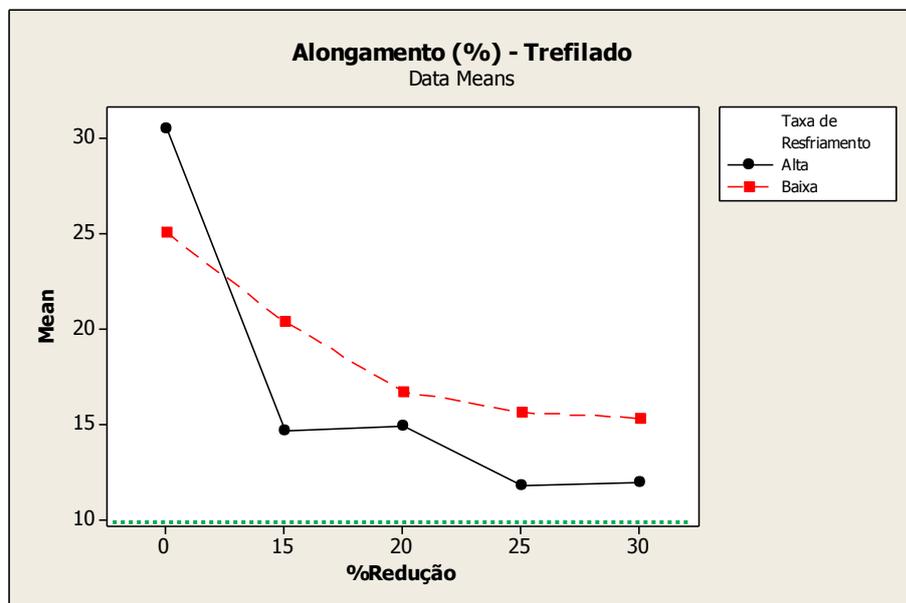


Figura 0.19 Alongamento do SAE 1312mod trefilado com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa.

Como era esperado, com o aumento do grau de redução, ocorre à diminuição da ductilidade do material, novamente em função da interação entre as discordâncias que acabam freando seu próprio movimento, dificultando o escorregamento dos planos.

Na Figura 0.20 pode-se observar o encruamento na microestrutura do material com o aumento da redução de área. Nas figuras 5.20b e 5.20d os materiais estão com 30% de redução de área, tornando os grãos mais alongados, deformados e é esta deformação que está inserindo novas discordâncias no material responsáveis pelas mudanças nas propriedades mecânicas do material com o aumento da redução de área.

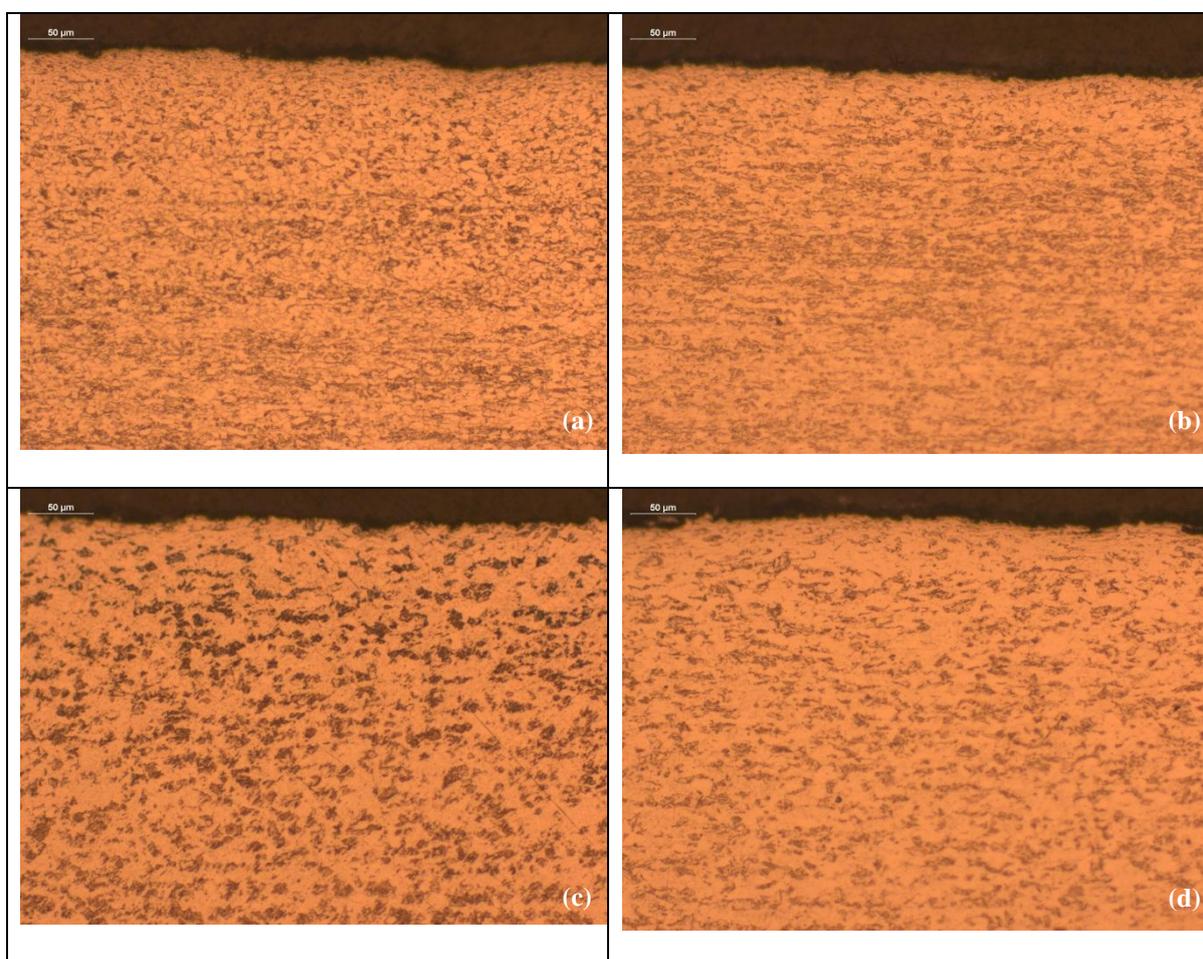


Figura 0.20 Microestrutura encruada: (a) alta taxa de resfriamento – 15% de redução de área; (b) alta taxa de resfriamento – 30% de redução de área; (c) baixa taxa de resfriamento – 15% de redução de área e (d) baixa taxa de resfriamento – 30% de redução de área.

Yuan<sup>70</sup> mostrou que a pré-deformação a frio do material facilita a precipitação na ferrita, como mostram as propriedades mecânicas na Figura 0.21.

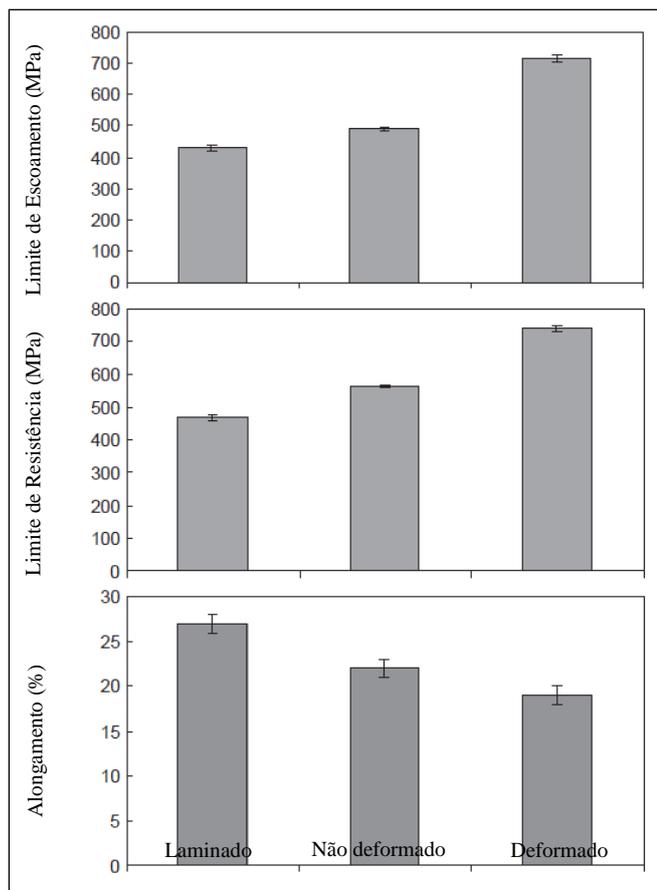


Figura 0.21 Propriedades mecânicas no pico de envelhecimento de amostras pré deformadas a frio e não deformadas.<sup>71</sup>

Estes dados comprovam que o aumento do número de discordâncias propicia um maior número de sítios para nucleação da precipitação na ferrita, possibilitando uma distribuição mais homogênea e de partículas menores durante o envelhecimento. Isso prova a importância de determinado percentual de redução na produção dos parafusos, pois sem ela, não haveria sítios suficientes para a precipitação ocorrer e, sua ocorrência, se daria de forma heterogênea e com o crescimento indeterminado dos precipitados, vide os estudos de Yan, na Figura 0.22.

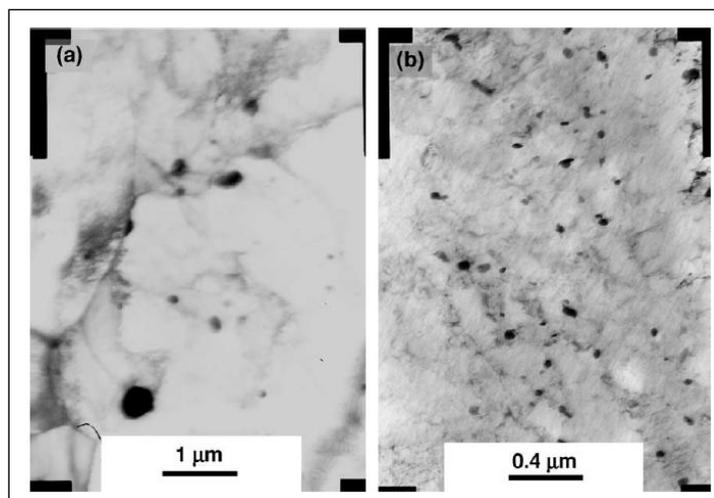


Figura 0.22 Microscopia eletrônica de transmissão: amostra não deformada e amostra pré deformada <sup>72</sup>.

#### 5.4 Propriedades Mecânicas do Material Envelhecido

As amostras com redução a frio de 25% bobinadas a alta temperatura e resfriadas a taxas alta e baixa foram submetidas ao tratamento de envelhecimento em diferentes temperaturas entre 300 e 600°C por uma hora. Cabe destacar que, neste caso, o envelhecimento não foi precedido pelo processo de solubilização, o qual faz com que todos os microligantes permaneçam em solução sólida para posterior precipitação. Desta forma, a precipitação na ferrita deu-se apenas pelo que restou de elementos microligantes em solução após a precipitação na austenita ocorrida na laminação, que contribuiu não só no mecanismo de precipitação, mas também para o ancoramento de grãos.

As Figura 0.23 e Figura 0.24 apresentam os limites de resistência e escoamento encontrados para os experimentos. Pode-se observar que, para ambas as condições testadas, o pico máximo das propriedades mecânicas apresentou-se na temperatura de envelhecimento de 300°C. Acima desta temperatura, o limite de resistência e escoamento decrescem constantemente. Possivelmente, estes resultados são função do coalescimento dos precipitados formados anteriormente na conformação.

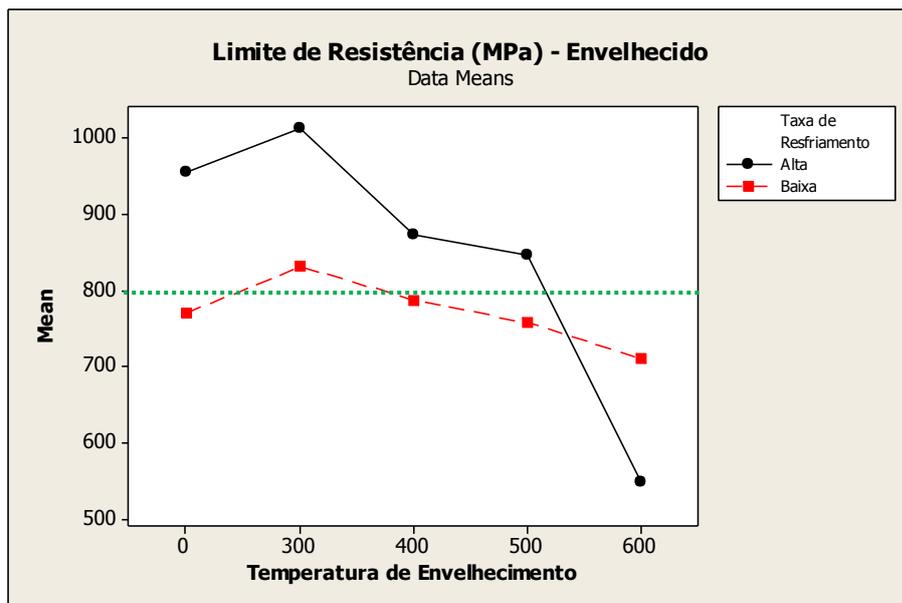


Figura 0.23 Limite de resistência do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA.

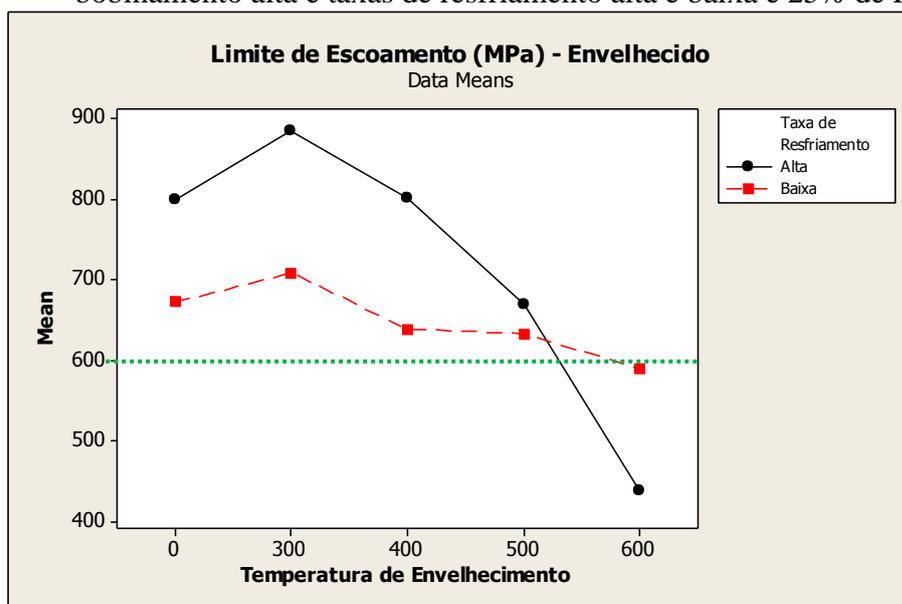


Figura 0.24 Limite de escoamento do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA.

Além disso, percebe-se também que o material resfriado a baixas taxas só consegue chegar na especificação dada pela ISO 898-1 se envelhecido a 300°C e, mesmo assim, muito próximo do limite. Por outro lado, o material resfriado com alta taxa atende com bastante folga as especificações dos parafusos 8.8 na temperatura de 300°C e até temperaturas superiores. Isso reforça o fato de que a microestrutura gerada na laminação é fator predominante para os resultados adquiridos. A taxa de resfriamento mais alta levou a

menores tamanhos de grão ferrítico e à formação da bainita. Estas regiões são núcleos de precipitação, favorecendo este mecanismo de endurecimento.

Outro fato que merece destaque é a queda acentuada do limite de resistência do material com alta taxa de resfriamento envelhecido a 600°C. Como esta estrutura era a mais instável (formação bainítica), esta temperatura foi suficiente para causar rearranjos na microestrutura do material, como pode ser visto na Figura 0.25.

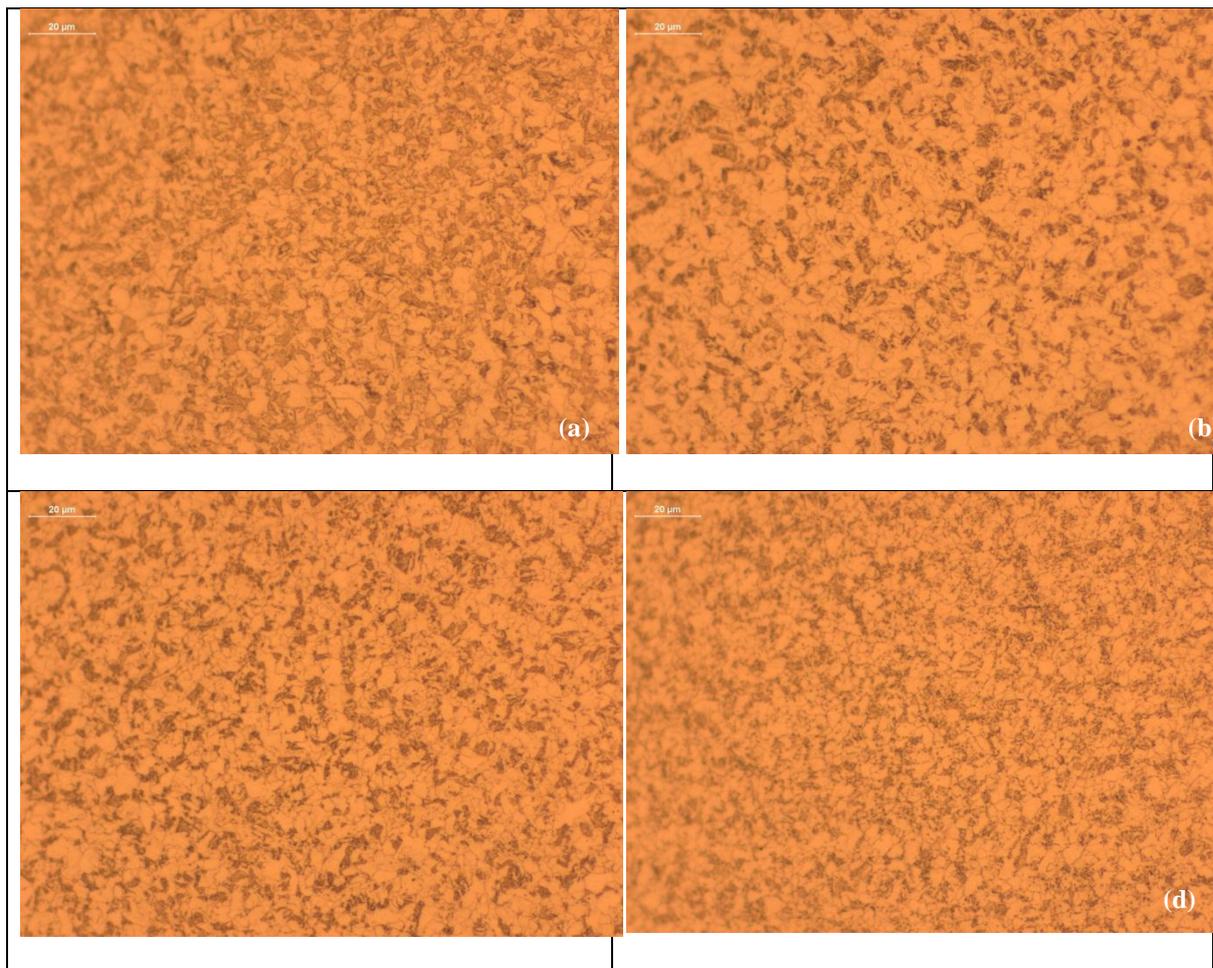


Figura 0.25 Microestruturas óticas do material bobinado a alta temperatura, resfriado com alta taxa, trefilado a 25% e envelhecido a: (a) 300; (b) 400; (c) 500 e (d) 600°C.

As Figura 0.26 e Figura 0.27 são os resultados de ductilidade do material envelhecido.

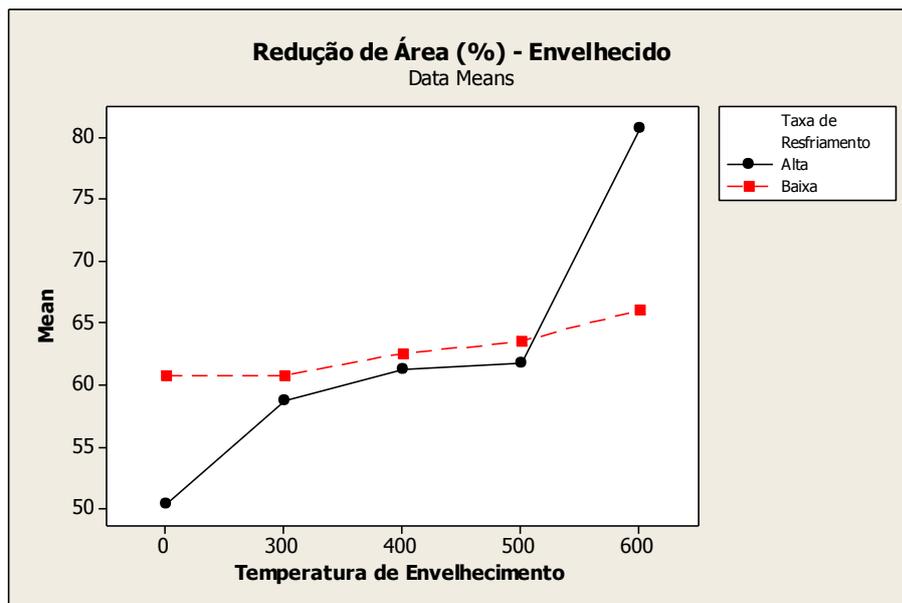


Figura 0.26 Redução de área do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA.

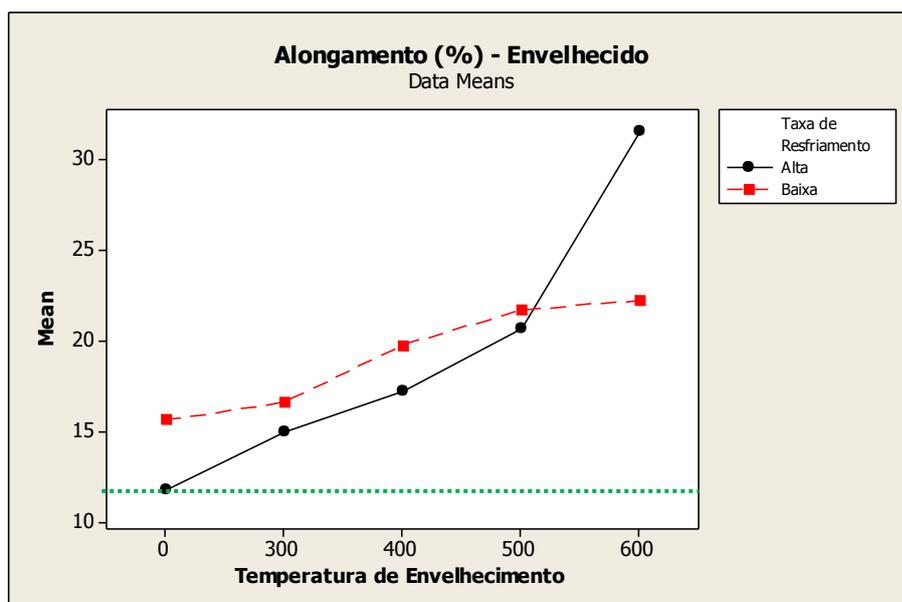


Figura 0.27 Alongamento do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA.

Observa-se nestes resultados o aumento do alongamento e redução de área com o aumento da temperatura de envelhecimento. Apesar de não ocorrerem mudanças significativas na microestrutura, exceto a 600°C para taxa alta de resfriamento, o alívio das tensões explicado pela redução no número de discordâncias propicia esta condição adequada de ductilidade no material. Deve-se notar também que conforme as especificações dos parafusos classe 8.8, os 12% de alongamento foram alcançados para todas as condições.

Por último, a Figura 0.28 mostra os resultados de dureza no material final envelhecido.

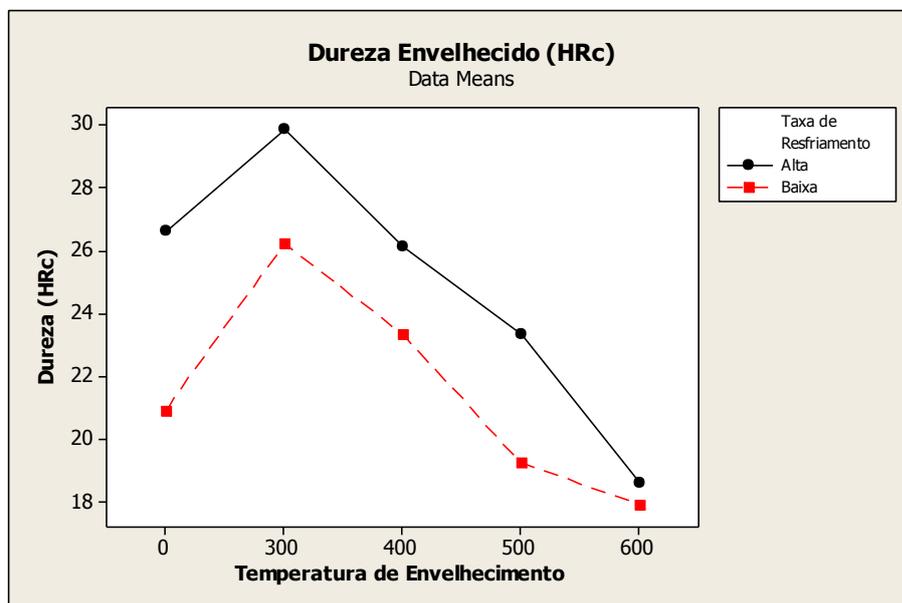


Figura 0.28 Dureza do SAE 1312mod envelhecido com temperaturas de bobinamento alta e taxas de resfriamento alta e baixa e 25% de RA.

Observa-se que os resultados de dureza acompanham o mesmo comportamento do limite de resistência e escoamento, obtendo seu máximo na temperatura de 300°C e permanecendo em queda a partir daí. Cabe destacar que entre 300 e 400°C o material obteve para ambas as condições a dureza necessária por norma de 22 a 32 HRC.

## 6. CONCLUSÕES

Em virtude do que foi discutido neste trabalho, pode-se concluir que:

Foi possível desenvolver uma composição química e um processo termomecânico que atendesse as especificações da classe 8.8 da ISO 898-1 sem a necessidade do processo de esferoidização no fio máquina e da têmpera nos parafusos;

A adição de nióbio provocou perda de ductilidade em temperaturas  $< 1100^{\circ}\text{C}$  na deformação do endireitamento dos tarugos. Para garantia da qualidade superficial dos tarugos é necessário manter elevada a temperatura do aço líquido e otimizar a velocidade no lingotamento contínuo;

A adição do nióbio não provocou redução da ductilidade para maiores taxas de deformação, possibilitando menores temperaturas de laminação sem fragilização do material e com redução do tamanho de grão;

A adição do nióbio provoca a redução das temperaturas de transformação e a ampliação do campo bainítico no CCT do material;

Os melhores resultados que combinam limite de resistência e alongamento dependem pouco da temperatura de bobinamento, mas tanto para os valores alto ou baixo, ocorrem na maior taxa de resfriamento;

As condições intermediárias de resfriamento provocaram microestruturas fora do equilíbrio como a perlita degenerada e a maior taxa de resfriamento provocou um aço bifásico com bainita e ferrita que proporcionou as melhores condições prévias de propriedade mecânica e ductilidade;

A ductilidade do material quase não foi afetada pela taxa de resfriamento, observando-se fraturas bastante dúcteis para todas as condições;

O processo de envelhecimento só se mostrou efetivo a  $300^{\circ}\text{C}$ , pois a maiores temperaturas as propriedades mecânicas decrescem possivelmente pelo coalescimento dos precipitados;

A condição de baixa taxa de resfriamento só atende às especificações da ISO 898-1 para 300°C e, mesmo assim, muito próximo do limite de resistência. Por outro lado, o material produzido a taxa de resfriamento alta atende com bastante folga esta especificação.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Apesar de todos os resultados apontarem para o sucesso do SAE1312 mod na fabricação dos parafusos, alguns trabalhos podem contribuir para uma análise mais completa dos resultados:

- I) Fabricação de parafusos 8.8 em escala industrial e avaliação das propriedades mecânica dos mesmos;
- II) Ensaios de fadiga e impacto nos parafusos fabricados. Apesar da norma ISO 898-1 não exigir estes resultados, é interessante observar o comportamento dos parafusos microligados frente aos parafusos convencionais;
- III) Estudo da influência da taxa de resfriamento na laminação e temperatura de envelhecimento na morfologia, distribuição e tamanho dos precipitados via microscopia de transmissão.

Este último tópico já está em análise. Inicialmente foi necessário o desenvolvimento de um método para preparação da amostra junto ao Centro de Microscopia da UFRGS para depois começarem as análises via transmissão. O projeto continua em estudo como pode ser observado abaixo.

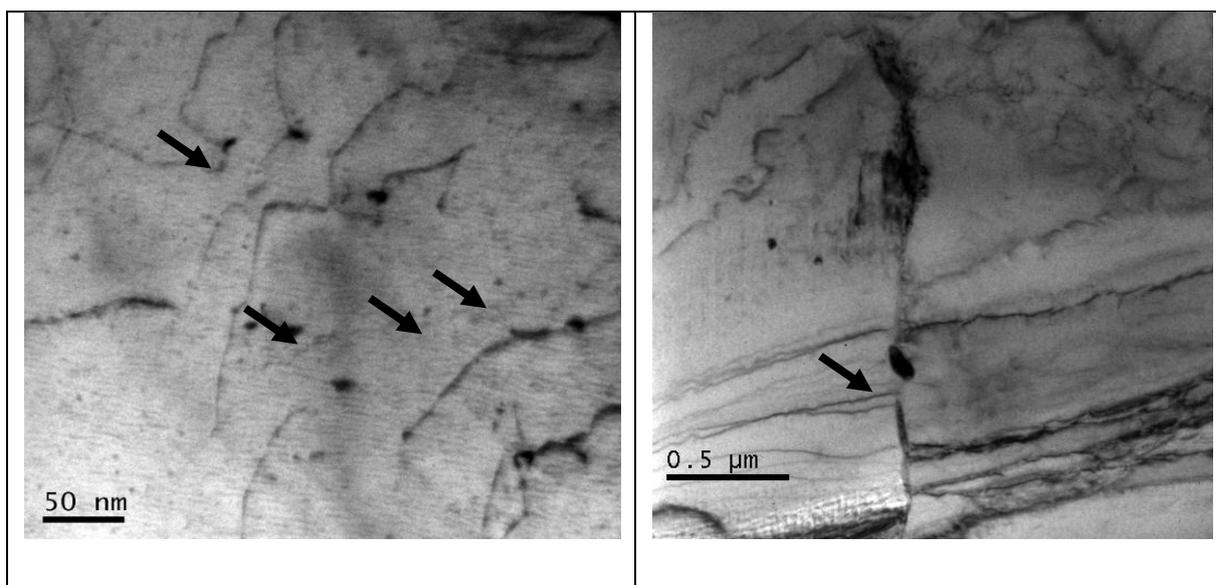


Figura 0.29 Análises de MET: (a) Precipitados ancoradas em discordâncias da rede e precipitados mais finos dispersos na rede e (b) Precipitado em contorno de grão.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

- <sup>1</sup> ISO 898-1: Mechanical Properties of Fasteners made of Carbon Steel and Alloy Steel.
- <sup>2</sup> Gladman, T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. Maney Pub, 1997.
- <sup>3</sup> Dieter, G., Metalurgia Mecânica.
- <sup>4</sup> Gladman, T. Microalloyed Forging Steels – Solubility Revisited, Fundamentals and Applications of Microalloyed Forging Steels, The Minerals, Metals and Materials Society, 1996, p. 3 – 16.
- <sup>5</sup> Seeger, A. Dislocations and Mechanical properties of Crystals, 1957.
- <sup>6</sup> Peixoto, N.H. Caracterização Metalúrgica do aço SAE 1141 microligado ao nióbio por simulação física, 2003.
- <sup>7</sup> Militzer, M.; Poole, W. J.; Sun, W. Precipitation Hardening of HSLA Steels. Steel Research 69, n. 7, 1998.
- <sup>8</sup> <http://www.cbmm.com.br> em 20 de julho de 2007.
- <sup>9</sup> Palmiere, E.J.; Garcia, C.I.; DeArdo, A.J. Compositional and Microstructural Changes Which Attend Reheating and Grain Coarsening in Steels containing Niobium. Metallurgical and Materials Transactions A. February, vol. 2, 25A, 1994, pp. 277-286.
- <sup>10</sup> Costa e Silva, A.L.; Mei, P.R., Aços e Ligas Especiais. Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1981.
- <sup>11</sup> Guilherme, E.E. Controle do tamanho de grão em aço para cementação com baixo teor de alumínio. 2006. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- <sup>12</sup> Lourenço, N.L. Estudo da deformação de um aço microligado ao vanádio na região de transição de fase, 2001. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de São Carlos.
- <sup>13</sup> Hernandez, C.A. Fundamentos Metalúrgicos de los Aceros Microaleados. Rev. Metal. Madrid, 1992.
- <sup>14</sup> Lagneborg, R, et al. The role of Vanadium I Microalloyed Steel. Scandinavian Journal of Metallurgy, N. 28, 1999.
- <sup>15</sup> Rios, P.R. Expression for Solubility Product of Niobium Carbonitride in Austenite. Material Science and Technology. April 1988, Vol 4.
- <sup>16</sup> Hoogendorn, T; Spanraft, S. Microalloying 75.
- <sup>17</sup> Irvine, K.J; Pickering, F.B; Gladman, T. Grain-Refined C-Mn Steels. Journal of the Iron and Steel Institute. Fevereiro 1967.
- <sup>18</sup> Dutta, B. et al. Modelling the Kinetic of Strain Induced Precipitation in Nb Microalloyed Steels. Acta Materialia. N.49, 2001.
- <sup>19</sup> Hansen, S.S.; Vander Sande, J.B.; Cohen, M. Niobium Carbonitride Precipitation and Austenite Recrystallization in Hot Rolled Microalloyed Steels. Metallurgical Transactions A, Vol 11A, 1980.
- <sup>20</sup> Loguercio, J. F. C. Desenvolvimento de um Aço SAE 5115 Microligado ao Nióbio para Cementação a Alta Temperatura, 2003. Dissertação de Mestrado.

- 
- <sup>21</sup> Edmonds, D.V. Precipitation in Microalloyed Higher Carbon Steels. Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels. The Minerals, Metals and Materials Society, 1996.
- <sup>22</sup> Todd, J.A. The Interphase Precipitation Reaction in HSLA Steels. JOM, Janeiro 1991.
- <sup>23</sup> Bucher, J.H.; Grozier, J.D. Journal Iron and Steel, 1966. 204.
- <sup>24</sup> Prestes, M.B. Influência do Resfriamento na Laminação Termomecânica de um aço microligado ao Nb em fio máquina para fabricação de parafusos da classe 8.8. Trabalho de Conclusão de Curso, 2011.
- <sup>25</sup> Pickering, F.B., Physical Metallurgical and the Design of Steels. 1° ed. 1978.
- <sup>26</sup> Matlock, D.K. and Speer, J. G. Microalloying concepts and application in long products – Materials Science and Technology, v. 25, n° 9
- <sup>27</sup> Toshimitsu, K and Kurebayashi, Y, Niobium in microalloyed engineering steels, wire rods and case carburized products.
- <sup>28</sup> Gondo, H. ,Yoshimura, T. , Araki, M. and Eguchi, N, “manufacture of high-strength, high ductility steel wire rod for industrial fasteners and PC wires without heat treatment in the final cold working process”, Nippon Steel Technical Report, 303, 1980, 75.
- <sup>29</sup> Heritier, B. Maitrepierre, P. Rofes-Vernis, J. Wyckaert, A. “HSLA steels in wire rod and applications” AMS Metals/Materials Technology Series, 1983, 8306-038.
- <sup>30</sup> Namiki, K. Isokawa, K and Kato, T. “Microalloyed steel wire for automotive fasteners” Fundamentals of Microalloying Forging Steels, AIME, 1986, 521
- <sup>31</sup> Boratto, F. Santos, R.M and Cetlin, R. “Microalloyed Bainitic Steels for 10.9 Strength Class Fasteners”, Wire Journal Int., 1992, 129.
- <sup>32</sup> Macedo, R.J., Desenvolvimento de Aços Microligados para Parafusos, Dissertação de Mestrado, UFMG, 1990.
- <sup>33</sup> Klinkenberg, C., Niobium in Microalloyed Structural and Engineering Steels, Materials Science Forum, v. 539-543, 2007
- <sup>34</sup> Korchynsky, M. Advanced Metallic Structural Materials and a New Role for Microalloyed Steels. Materials Science Forum, 2005 V 500-501
- <sup>35</sup> Prado, E. L. Produtos não planos de aço. Aplicações e Especificações. Em: Curso de Laminação e Calibração de Produtos não planos de Aço. ABM, 2006.
- <sup>36</sup> Dong, H. et AL. Development of Microalloyed Medium Carbon Steels for Forging and Bar Products. Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels. The Minerals, Metals and Materials Society, 1996
- <sup>37</sup> Eissa, M. et al. Low Carbon Manganese Steels Microalloyed with Vanadium and Nitrogen. Steel Research 69, n.8, 1998.
- <sup>38</sup> Metals Handbook. Properties and Selection: Iron, Steels and High Performance Alloys. ASM International, V1, 1990
- <sup>39</sup> Hansen, S.S.; Vander Sande, J.B. e Cohen, M. Niobium Carbonitride Precipitation and Austenite Recrystallization in Hot Rolled Microalloyed Steels. Metallurgical Transactions A, v. 11A, 1980.

- 
- <sup>40</sup> Kaspar, R.; Peters, A. Efficient Steel Processing by Disciplined Hot Forming and Microalloying. *Steel Research*, 69. N. 4 e 5, 1998
- <sup>41</sup> Sumadh, D. et AL. Development of Microalloyed HSLA Steels in a Modern Wire Rod Mill. *Proceedings of International Symposium on Microalloyed Bar and Forging Steels*. The Iron and Steel Society and Canadian Institute of Mining and Metallurgy, 1990
- <sup>42</sup> Thillou, V. et AL. Precipitation of NbC and Effect of Mn on the Strength Properties of Hot Strip HSLA Low Carbon Steel. *Proceedings of International Conference on Microalloying in Steels*. *Materials Science Forum*. V. 284-286. 1998
- <sup>43</sup> Wolf, M.M. Estimation of Crack Susceptibility for New Steel Grades. In: 1<sup>st</sup> European Conference on Continuous Casting, Florence, Italy, 1991, p. 2489 - 2499
- <sup>44</sup> Howe, A.A. Development of a Computer Model of Dendritic Microsegregation for use with Multicomponent Steels. In: *Modelling the Flow and Solidification of Metals*. Dordrecht, The Netherlands, T.J. Smith, Martinus Nijhoff Publishers, 1987. P.51-59
- <sup>45</sup> Yasumoto, K. Metallographic Study of Surface Cracking Mechanism. *Continuously Cast Steel Slabs*, 1988. Tese. Imperial University, Tokyo.
- <sup>46</sup> Fernandes, P.C. Otimização dos parâmetros de lingotamento contínuo para minimizar a ocorrência de trincas superficiais no aço DIN 20MnCr5 Mod
- <sup>47</sup> Turkdogan, E.T. Cause and Effects of nitride and carbonitride precipitation during continuous casting, 1987.
- <sup>48</sup> Irvine, K.J.; Pickering, F.B.; Gladman, T. *Journal Iron and Steel Institute*, 205. 1967.
- <sup>49</sup> Jansto, S.G. Effect of melting and casting parameters on the hot ductility behavior of Nb-bearing beams, billets and slabs. *AISTech 2010 Proceedings v.II*.
- <sup>50</sup> [www.gerdau.com.br/intranet/produçãodoaço](http://www.gerdau.com.br/intranet/produçãodoaço), setembro de 2011.
- <sup>51</sup> Schiavo, C.P., Estudo da solubilização do Nb em aços microligados durante o reaquecimento de placas. Dissertação de mestrado, maio de 2010.
- <sup>52</sup> Prado, E.L., Produtos não planos de aço. Curso Laminação e Calibração de Produtos Não Planos de Aço, ABM 2008.
- <sup>53</sup> Boratto, F. e outros. Effect of Chemical Composition on the Critical Temperatures of Microalloyed Steels. In: *Thermec 88*. *Proceedings*. Iron and Steel Institute of Japan, 1988. P 383 – 390.
- <sup>54</sup> Boyd, J.D., Zhao, P. *Proc. Int. Conf. on “New developments in long and forged products: metallurgy and applications”*, 2006.
- <sup>55</sup> Boyd, J.D., Zhao, P. *Proc. Int. Conf. on “New developments in long and forged products: metallurgy and applications”*, 2006.
- <sup>56</sup> Hulka, K. Hillenbrand, H.G. Heinsterkamp, K.A. Niederhoff, *Microalloying 1995*, ISS publ, PP. 235-248.
- <sup>57</sup> <http://trinotrefilacao.ind.br/trefilacao.html> em 10 de dezembro de 2011
- <sup>58</sup> <http://www.joinville.ifsc.edu.br/~valterv/Processos%20de%20Fabrica%C3%A7%C3%A3o/Aula%206%20Forjamento.pdf> em 04 de dezembro de 2011.

- 
- <sup>59</sup> <http://www.ebah.com.br/content/ABAAABmRwAI/forjamento-trabalho> em 04 de dezembro de 2011.
- <sup>60</sup> Kalpakjian, S.; Schmid, S. R. Manufacturing Engineering and Technology. 4<sup>o</sup> ed, 2001.
- <sup>61</sup> <http://www.proterm.com.br/html/servicos1.php> em 20 de novembro de 2011.
- <sup>62</sup> [http://sites.poli.usp.br/d/pmr2202/arquivos/Tratamento\\_termico\\_e\\_superficial.pdf](http://sites.poli.usp.br/d/pmr2202/arquivos/Tratamento_termico_e_superficial.pdf) em 20 de novembro de 2011
- <sup>63</sup> Vedani, M.; Ripamonti, D.; Mannucci, A.; Dellasega, D. Hot Ductility of Microalloyed Steels. La Metallurgia italiana. Maio 2008
- <sup>64</sup> Mintz, B. S. Yue and J.Jonas, International Materials Review, v.36, n<sup>o</sup>5, 1991, p. 187
- <sup>65</sup> Tamehiro H.; Murata, M., Habu, R., Nagumo, M. – Optimum Microalloying of Niobium and Boron in HSLA Steel for Thermomechanical Processing. Tetsu-to-Hagané, 1986.
- <sup>66</sup> ASTM E112 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size
- <sup>67</sup> Shanmugam, S.; Ramisetti, N.K.; Misra, R.D.k.; Mannering, T.; Panda, D.; Jansto, S. Effect of Cooling rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Nb-Microalloyed Steels – Materials Science Engineering, 2007. P. 335-343
- <sup>68</sup> Ogata, P.H.; Goldenstein, H.; Gorni, A.A.; Landgral, F.J.G. Caracterização Microestrutural ao longo da Espessura de Chapa Grossa de Aço Microligado para Tubos API 5L-X65 – 64<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, 2009
- <sup>69</sup> Nascimento, M.V.C. Influência do Ciclo Térmico de Austêmpera no Comportamento Mecânico do Aço Alto C-Si-Mn-Cr com Efeito TRIP. – Dissertação de Mestrado, 2007
- <sup>70</sup> Yuan, Z.X.; Song, S.H.; Wang, Y.H.; Liu, J.; Guo, A.M. Effect of pre deformation on the age hardening of a niobium-microalloyed steel. Materials Letters, 59, 2005. P.2048-2051
- <sup>71</sup> Yuan, Z.X.; Song, S.H.; Wang, Y.H.; Liu, J.; Guo, A.M. Effect of pre deformation on the age hardening of a niobium-microalloyed steel. Materials Letters, 59, 2005. P.2048-2051
- <sup>72</sup> Yuan, Z.X.; Song, S.H.; Wang, Y.H.; Liu, J.; Guo, A.M. Effect of pre deformation on the age hardening of a niobium-microalloyed steel. Materials Letters, 59, 2005. P.2048-2051