

**PMT- Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da  
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo**

**“Otimização da Simulação da Laminação a Quente em  
Aços Alta Resistência Baixa Liga Usados em  
Gasodutos”**

Trabalho de formatura apresentado como parte integrante dos requisitos para a  
obtenção do título de Engenheira Metalúrgica.

**Autor: Mariana Perez de Oliveira**

**Orientador: Prof.Dr. Hélio Golsdenstein**

**Co- Orientadores: Philippe Thibaux**

**Martin Liebeherr**

**São Paulo, Novembro de 2007**

**PMT- Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da  
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo**

**“Otimização da Simulação da Laminação a Quente em  
Aços Alta Resistência Baixa Liga Usados em  
Gasodutos”**

Trabalho de formatura apresentado como parte integrante dos requisitos para a  
obtenção do título de Engenharia Metalúrgica.

**Autor: Mariana Perez de Oliveira**

**Orientador: Prof.Dr. Hélio Golsdenstein**

**Co- Orientadores: Philippe Thibaux**

**Martin Liebeherr**

**São Paulo, Novembro de 2007**

À minha família

## Agradecimentos

Agradeço primeiramente a meus pais que, através da educação, esforço e carinho que a mim e a meus irmãos dedicaram fizeram com que eu chegasse tão longe. Grande parte do que sou hoje devo à minha família.

Agradeço também aos professores Antonio Carlos e Hélio Goldenstein por terem me ajudado a conseguir o estágio no centro de pesquisas da Arcelor-Mittal na Bélgica, onde pude aprender muito e realizar toda a parte experimental deste trabalho.

Agradeço aos meus supervisores de estágio: Philippe Thibaux e Martin Liebeherr por todo apoio e auxílio durante os nove meses de trabalho e também pela paciência e simpatia com a qual sempre me trataram. Obrigada por permitirem com que o trabalho que realizei durante o estágio pudesse ser aqui reproduzido, na forma de um trabalho de formatura.

Agradeço às grandes amigas Aline Bedina e Samanta Lopes que lá encontrei e comigo levarei pra sempre. Sem elas, não acredito que o período em que lá fiquei teria passado tão rápido e deixado tantas saudades.

Agradeço a todos os professores do departamento, que são, em grande parte, responsáveis por todo o conhecimento que adquiri na área da metalurgia.

Agradeço finalmente, mas não menos importante, a todos os meus eternos colegas de classe: Hirano, André MC, Cid, Fauston, Pieslak, Fridman, Gerson, Márcio, Mariner e Paraíba, com um especial agradecimento à Cristiane, amiga sem a qual com certeza não teria sobrevivido aos outros dez.

A todos vocês: muito obrigada.

*“Toda saudade é uma espécie de velhice”*  
Grande Sertão: Veredas  
João Guimarães Rosa

## Resumo

Uma série de experimentos envolvendo laminação a quente em escala laboratorial e testes de compressão a quente são realizados com o intuito de otimizar a simulação da laminação a quente de chapas grossas usadas na construção de gasodutos.

A influência dos passes de desbaste durante a laminação de chapas grossas é investigada em escala laboratorial para um aço microligado NbTiV (A563). Blocos com duas espessuras iniciais distintas são laminados com diferentes passes de desbaste para atingir a mesma espessura final antes de serem submetidos aos passes de acabamento.

As propriedades mecânicas das placas finais são caracterizadas através de medidas de dureza, ensaios de tração e testes Charpy. A microestrutura final de ambas as chapas é também analisada. Após comparação dos resultados, conclui-se que, para a composição do aço em questão, nenhuma diferença significativa entre propriedades mecânicas e microestruturais pode ser observada nas chapas laminadas com diferentes passes de desbaste e mesmo esquema de acabamento.

A simulação da laminação a quente industrial por meio de compressão a quente é também estudada. Nesse caso, duas composições de aços baixo carbono são analisadas, sendo uma delas a A563 e a outra uma liga baixo carbono, baixo manganês microligado NbNiMoCu (A580).

Diferentes ciclos térmicos são aplicados visando a obtenção de microestrutura e propriedades mecânicas finais semelhantes ao material industrial. Uma investigação também é realizada acerca da influência de diferentes parâmetros nas características finais da amostra e também na transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

Paralelamente a esse estudo, é feita uma análise das curvas obtidas pelo dilatômetro durante os ensaios de compressão a quente. As curvas mostram que a transformação de austenita em ferrita não está completa após o resfriamento, ocorrendo parcialmente durante a etapa de retenção quasi-isotérmica, usada durante o ciclo térmico para simular o bobinamento.

A simulação da laminação a quente é atingida para o aço A563, a microestrutura e propriedades mecânicas finais obtidas são muito similares ao material laminado em escala laboratorial. Para o aço A580, os resultados obtidos não estão muito distantes dos industriais, mas melhoras ainda são necessárias.

## Abstract

A series of trials involving hot rolling at laboratory scale and hot compression tests are realized aiming at the optimization of heavy gauge rolling. The influence of roughening passes during hot rolling of heavy plates is investigated at laboratory scale for a vanadium micro-alloyed steel (A563).

Blocks with two different starting thickness are hot rolled with different roughening passes to achieve the same thickness before being submitted to the finishing passes.

The mechanical properties of the final plates are characterized by hardness measurements, round tensile and charpy tests. The final microstructure is also analyzed. Results are compared and, for the steel grade used, no significant difference between mechanical properties and microstructure could be observed in plates submitted to different reductions during roughening.

Simulation of industrial hot rolling by means of hot compression is also studied. In this case, two different micro-alloyed steel grades are used: A563 and A580 (NbNiMoCu).

Different thermal cycles are applied with the objective of achieving similar microstructure and mechanical properties to the industrial material. The influence of different parameters on the final properties of the sample and also over the  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation could be analyzed.

Parallel to that study, an investigation is made over the behavior of the dilatometer curves. They show that transformation is not completed during cooling, occurring partially in the isothermal holding step - used to simulate coiling.

Simulation of hot rolling in the dilatometer is successfully achieved for the A563, final mechanical properties, as well as the final microstructure, are very similar to the laboratory hot rolled material. For the A580 the results obtained are not far from the industrial ones but some improvement is still needed.

# Índice de Figuras

Figura 1: Perfil esquemático tempo-temperatura para processamento termo-mecânico de chapas <sup>[7]</sup> .	7
Figura 2: Desenho esquemático da amostra de teste Charpy e as suas dimensões.	13
Figura 3: Representação esquemática dos experimentos realizados.	14
Figura 4: Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa A.	15
Figura 5: Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa B.	15
Figura 6: Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa E.	16
Figura 7: Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa F.	16
Figura 8: Nital 2%; a) chapa A (50% desbaste, 14.6°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura; b) chapa B (50% desbaste, 28.2°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.	17
Figura 9: Nital 2%; chapa F (21% desbaste, 29.8°C/s (taxa de resfriamento), ½ espessura.	17
Figura 10: PicNat; a) chapa A (50% desbaste, 14.6°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura; b) chapa B (50% desbaste, 28.2°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.	18
Figura 11: Pic Nat; chapa F (21% desbaste, 29.8°C/s (taxa de resfriamento), ½ espessura.	18
Figura 12: Perfil de micro dureza ao longo da direção de laminação para as chapas A, B e F.	20
Figura 13: Perfil de micro dureza na direção da espessura para as chapas A, B e F.	20
Figura 14: Comparação entre valores de tensão (ReH, ReL, Rp0.2, Rt0.5 e Rm) medidos para as amostras testadas.	22
Figura 15: Energia absorvida versus temperatura da amostra.	22
Figura 16: Fração precipitada (em massa) versus temperatura. Aço A563, programa Modips.	26
Figura 17: Fração precipitada (em massa) versus temperatura . Aço A580, programa Modips.	26
Figura 18: Ciclo 1 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.	29
Figura 19: Ciclo 2 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.	30
Figura 20: Ciclo quench+1 - representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.	31
Figura 21: Ciclo 3 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.	31
Figura 22: Ciclo 4 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.	32
Figura 23: Procedimento usado para determinação das temperaturas Ar <sub>1</sub> * e Ar <sub>3</sub> . A563, Ciclo1; 30% de deformação; 10°C/s a 550°C e resfriada lentamente até 200°C. Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA 9.0).	35
Figura 24: Procedimento usado na determinação do tempo em que 95% da transformação.	35
Figura 25: A563. Curva da mudança de comprimento versus temperatura durante o resfriamento rápido. Ciclo1; 30% de deformação (0.01 s <sup>-1</sup> ; 10°C/s a 550°C e resfriamento lento a 200°C). Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0).	38
Figura 26: A580. Curva da mudança de comprimento versus temperatura durante o resfriamento rápido. Ciclo1; 30% de deformação (0.01 s <sup>-1</sup> ; 10°C/s a 550°C e resfriamento lento a 200°C). Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0).	38



Figura 27: A563. Curva da mudança de comprimento versus temperatura durante o resfriamento rápido. Ciclo 4; 30% de deformação ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ; $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ e resfriamento lento a $200^\circ\text{C}$ ). Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0). ....	39
Figura 28: A563. Mudança de comprimento versus temperatura. Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0). ....	40
Figura 29: A563. Valores médios de $Ar_3$ e $Ar_1^*$ versus razão de deformação. Ciclo 4: $1200^\circ\text{C}$ ; $1.00 \text{ s}^{-1}$ ; $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ). ....	45
Figura 30: A580. Valores médios de $Ar_3$ e $Ar_1^*$ versus razão de deformação. Ciclo 4: $1200^\circ\text{C}$ ; $1.00 \text{ s}^{-1}$ ; $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ). ....	46
Figura 31: A563. Valores médios de $Ar_3$ e $Ar_1^*$ versus taxa de deformação. Ciclo 4: 30%; resfriamento rápido $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ). ....	47
Figura 32: A580. Valores médios de $Ar_3$ e $Ar_1^*$ versus taxa de deformação. Ciclo 4: 30%; resfriamento rápido $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ). ....	48
Figura 33: A563. Nital 2%; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de têmpera. ....	49
Figura 34: A580. Nital 2%; a) Material de referência (espessura final de 18mm); $\frac{1}{2}$ espessura da placa; b). Material de referência; $\frac{1}{4}$ da espessura da placa. ....	50
Figura 35: A580. Nital 2%; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de têmpera. ....	50
Figura 36: A563. Klemm; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de têmpera. ....	51
Figura 37: A580. Klemm; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de têmpera. ....	52
Figura 38: A580. Le Pera; a) Ciclo 3; 0% def.; $10^\circ\text{C/s}$ a $200^\circ\text{C}$ ; b) Ciclo 3; 30% def.; $10^\circ\text{C/s}$ a $200^\circ\text{C}$ . ....	52
Figura 39: A563. Nital 2%; a) Ciclo 4, 0% def.; $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ). ....	54
Figura 40: A563. Nital 2%; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ )...	54
Figura 41: A563. Nital 2%; Ciclo 4, 30% def. ( $10.00 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento $200^\circ\text{C}$ . ....	54
Figura 42: A580. Nital 2%; Ciclo 4, 0% def.; $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ). ....	55
Figura 43: A580 Nital 2%; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ )...	55
Figura 44: A580. . Nital 2%; Ciclo 4, 30% def. ( $10.00 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento $200^\circ\text{C}$ . ....	55
Figura 45: A563. Nital 2%; a) Ciclo 4, 50% def. ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 50% def. ( $1.00 \text{ s}^{-1}$ ); $10^\circ\text{C/s}$ a $550^\circ\text{C}$ seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ )...	56

Figura 46: A563. Nital 2%. ciclo 4; 70% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....	57
Figura 47: A580. Nital 2%. Ciclo 4; 70% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....	57
Figura 48: A563. Nital 2%; a) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $500^{\circ}C$ seguida de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $580^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....	59
Figura 49: A563. Nital 2%; a) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $600^{\circ}C$ seguido de resfriamento contínuo ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $640^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento a ( $200^{\circ}C$ ).....	59
Figura 50: A562. Nital 2%; Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $680^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento a ( $200^{\circ}C$ ).....	59
Figura 51: A563. Klemm. a) Ciclo 4, 0% def.; $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguida de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....	60
Figura 52: A563. Klemm. a) Ciclo 4; 50% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 70% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ )...	61
Figura 53: A563. Valores médios de micro dureza (direção longitudinal) versus taxa de deformação. Ciclo 4, $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ). ....	63
Figura 54: A580. Valores médios de micro dureza (direção longitudinal) versus taxa de deformação. Ciclo 4, $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ). ....	63
Figura 55: Valores médios de dureza (direção longitudinal) versus $T_{bobin}$ . Ciclo 4; 30% def. ( $1.00 s^{-1}$ ), resfriamento rápido a $10^{\circ}C/s$ até $T_{bobin}$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....	65
Figura 56: A563. Le Pera; a) placa A (50% desbaste, $14.6^{\circ}C/s$ taxa de resfriamento), $\frac{1}{2}$ espessura; b) placa B (50% de desbaste, $28.2^{\circ}C/s$ taxa de resfriamento), $\frac{1}{2}$ espessura. ....	70
Figura 57: A563. Le Pera; placa F (21% desbaste, $29.8^{\circ}C/s$ taxa de resfriamento), $\frac{1}{2}$ espessura. ....	70
Figura 58: A563. Klemm; a) placa A (50% desbaste, $14.6^{\circ}C/s$ taxa de resfriamento), $\frac{1}{2}$ espessura; b) placa B (50% de desbaste, $28.2^{\circ}C/s$ taxa de resfriamento), $\frac{1}{2}$ espessura. ....	71
Figura 59: A563. Klemm; placa F (21% desbaste, $29.8^{\circ}C/s$ taxa de resfriamento), $\frac{1}{2}$ espessura. ....	71
Figura 60: A563. Le Pera; a) Ciclo, 0% def. $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); .....	72
Figura 61: A563. Le Pera; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ )...	72
Figura 62: A563. Le Pera. Ciclo 4, 30% def. ( $10.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....	72
Figura 63: A563. Le Pera; a) Ciclo 4, 50% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 50% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento.....	73
Figura 64: A563. Le Pera; Ciclo 4, 70% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....	73
Figura 65: A563. Klemm; a) Ciclo 4; 30% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ). .	74

Figura 66: A563. Klemm. a) Ciclo 4, 50% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4, 30% def. ( $10.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ). 74	
Figura 67 : A580. Le Pera; a) Material industrial (referência); $\frac{1}{4}$ da espessura; b) Material industrial (de referência); superfície.....75	
Figura 68: A580. Material inicial. Le Pera.....75	
Figura 69: A580. Le Pera; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....76	
Figura 70: A580. Le Pera; a) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4, 30% def. ( $10.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).76	
Figura 71: A580. Le Pera. a) Ciclo 4; 50% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4, 70% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ )...76	
Figura 72: A580. Klemm; a) Material industrial (referência); $\frac{1}{4}$ da espessura; b) Material industrial (referência), superfície. ....77	
Figura 73: A580. Klemm; a) Ciclo 1; 0% def. $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).77	
Figura 74: A580. Klemm; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 50% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ )...77	
Figura 75: A580. Klemm; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento.....78	
Figura 76: A580. Klemm; Ciclo 4, 30% def. ( $10.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).....78	
Figura 77: A580. Klemm. a) Ciclo 4; 50% def. ( $0.01s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 70% def. ( $1.00s^{-1}$ ); $10^{\circ}C/s$ a $550^{\circ}C$ seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ )...78	

## Índice de Tabelas

Tabela 1 - Variáveis Chave na laminação e seus efeitos sobre a qualidade da bobina/placa/tubo <sup>[6]</sup> ...	5
Tabela 2 – Esquemas de Laminação Aplicados.....	11
Tabela 3 – Temperaturas e Taxas de Resfriamento durante a Laminação a Quente.....	14
Tabela 4 – Valores Médios de Micro Dureza (HV 0.2) .....	19
Tabela 5 – Resumo dos Testes de Tração .....	21
Tabela 6 – Testes Realizados (A563) .....	33
Tabela 7 – Testes Realizados (A580) .....	34
Tabela 8 – Resultados Dilatômetro (A563) .....	42
Tabela 9 – Resultados Dilatômetro (A580) .....	43
Tabela 10 – Média das Temperaturas de Transformação –.....	44
Tabela 11 – Médias das Temperaturas de Transformação –.....	45
Tabela 12 – Médias das Temperaturas de Transformação –.....	46
Tabela 13 - Micro Dureza –.....	61
Tabela 14 - Micro Dureza –.....	62
Tabela 15 – A563 Micro Dureza (HV0.2) –.....	64

# Índice

<b>1. Introdução .....</b>	<b>1</b>
<b>2. Objetivo .....</b>	<b>2</b>
<b>3. Justificativa .....</b>	<b>2</b>
<b>4. Revisão Bibliográfica .....</b>	<b>3</b>
4.1. Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL).....	3
4.2. Aços para Oleodutos e Gasodutos .....	3
4.3. Laminação Controlada.....	4
4.3.1. Processamento Termo-Mecânico Controlado.....	6
4.4. Simulação do Processo Termo-Mecânico .....	8
4.4.1. Simulação por Dilatometria .....	9
<b>5. Influência do Desbaste nas Propriedades Mecânicas Finais de Chapas Grossas .....</b>	<b>10</b>
5.1. Procedimentos Experimentais .....	10
5.1.1. Laminação a Quente.....	10
5.1.2. Preparação Metalográfica .....	11
5.1.3. Medidas de Dureza .....	12
5.1.4. Testes de Tração .....	12
5.1.5. Testes Charpy.....	13
5.2. Resultados.....	13
5.2.1. Laminação a Quente.....	13
5.2.2. Análise Metalográfica.....	17
5.2.3. Medições de Dureza .....	19
5.2.4. Testes de Tração .....	21
5.2.5. Testes de Charpy.....	21
5.3. Conclusão.....	23
<b>6. Simulação da Laminação a Quente por Dilatometria .....</b>	<b>24</b>
6.1. Procedimento Experimental.....	24
6.1.1. Preparação dos Corpos de Prova .....	24
6.1.2. Ciclo Térmico .....	24
6.1.3. Preparação Metalográfica .....	36
6.1.4. Ensaio de Dureza.....	36
6.2. Resultados.....	37
6.2.1. Testes do Dilatômetro .....	37
6.2.2. Análise Metalográfica.....	48
6.2.3. Medições de Dureza .....	61
6.3. Conclusão.....	66
<b>7. Conclusão Final .....</b>	<b>68</b>
<b>8. Bibliografia .....</b>	<b>69</b>
<b>9. Anexo.....</b>	<b>70</b>

# 1. Introdução

Atualmente, o uso de aços em aplicações estruturais, gasodutos e plataformas offshore requerem não só aços com alta tenacidade e resistência mecânica, como também aços com boa soldabilidade.

Essas propriedades podem ser alcançadas principalmente através do refino de grão presente na microestrutura final do aço. Para atingir um máximo refino de grão, o tratamento térmico muitas vezes se torna inviável devido às dimensões e complexidade das peças, o que envolve altos custos com o processo.

Hoje em dia, o processo mais recomendado e também usado para obtenção do refino de máximo refino de grão é o processamento termo-mecânico de aços alta resistência baixa liga (ARBL).

Através desse processo, propriedades como tenacidade e resistência mecânica são obtidas durante o processo de laminação a quente. Portanto, o estudo do processo de laminação e dos fatores que o influenciam são essenciais na obtenção das melhores propriedades mecânicas finais possíveis.

Entretanto, a investigação sobre as transformações que ocorrem no aço durante a laminação industrial é muito difícil, já que, parar o processo de laminação para acompanhar as transformações de fase implicadas e o desenvolvimento da microestrutura, constitui uma tarefa um tanto complexa.

Tendo isso em mente, a simulação da laminação a quente em escala laboratorial torna-se essencial no estudo do processamento termo-mecânico, servindo como ferramenta de análise de como mudanças feitas nos parâmetros de laminação a quente podem afetar as propriedades mecânicas finais.

O presente trabalho visa não só a análise de como esses parâmetros influenciam as propriedades finais, mas também como o processamento termo-mecânico pode ser simulado através de ensaios de compressão a quente. O estudo é dividido em duas partes: primeiramente são realizados ensaios de laminação a quente em escala laboratorial e, terminada essa fase, testes de compressão a quente em dilatômetro.

Na laminação a quente realizada em escala laboratorial, a influência dos passes de desbaste sobre as propriedades finais do aço é investigada através de comparação com o material industrial adotado como referência. As características a serem comparadas nesse caso são: microestrutura final, dureza, resistência mecânica e tenacidade (Charpy).

Feito isso, a simulação do processo termo-mecânico - através de teste de compressão a quente - é estudada. Diversos ciclos térmicos com diferentes deformações são aplicados de forma a obter a microestruturas e propriedades mecânicas finais semelhantes às dos processos industriais. Também é estudada a influência de diferentes parâmetros nas propriedades finais dos materiais estudados.

## **2. Objetivo**

O objetivo deste trabalho é otimizar o processo de simulação da laminação a quente em escala laboratorial, de forma a conseguir propriedades microestruturais e mecânicas finais próximas das obtidas industrialmente.

## **3. Justificativa**

O aumento pela demanda de óleo e gás nos últimos anos e as seguidas altas nos preços desses produtos transformaram reservas, antes consideradas economicamente inviáveis, em potenciais – e rentáveis – áreas de exploração.

Não só os altos custos envolvidos, como também a falta de materiais com propriedades que atendessem aos requisitos de trabalho em baixas temperaturas e altas pressões, constituíam os principais obstáculos para a exploração de tais áreas. O processamento termo-mecânico é atualmente o principal meio pelo qual essas propriedades de alta tenacidade, resistência mecânica e soldabilidade são atingidas.

Portanto, o estudo de como os diferentes parâmetros envolvidos nesse processo influenciam as características finais do aço, e a compreensão e otimização da laminação a quente, tornam-se essenciais para a obtenção de propriedades cada vez melhores que atendam a condições de uso cada vez mais severas.

## **4. Revisão Bibliográfica**

### **4.1. Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)**

Os ARBL's são um conjunto de aços baixo-carbono que usam elementos de liga em pequenas quantidades para obter valores de limite de escoamento superiores a 275 MPa (na condição pós-laminada ou normalizada). Esses aços têm melhores propriedades mecânicas e, muitas vezes, melhor resistência à corrosão que os aços convencionais. Além disso, por terem baixos níveis de carbono, os aços ARBL também apresentam boa soldabilidade<sup>[1]</sup>. Esse tipo de aço é amplamente utilizado em: aplicações estruturais, na indústria automobilística e em gasodutos e oleodutos.

Dentre os principais elementos usados como micro-ligantes estão: nióbio, vanádio, titânio e molibdênio. Entretanto, as propriedades mecânicas dos aços micro-ligados, não dependem somente da simples presença desses elementos no aço, mas também dos fenômenos complexos que eles acarretam durante o processo de laminação a quente. O refino do grão através do condicionamento da austenita, com métodos de laminação controlada, resulta em tenacidade e resistência mecânica melhoradas <sup>[2]</sup>.

### **4.2. Aços para Oleodutos e Gasodutos**

A construção de gasodutos e oleodutos é uma aplicação clássica para os aços ARBL. Os graus de alta resistência e baixa liga permitiram o uso de tubulações com maior diâmetro operando a altas pressões.

Dentre as propriedades críticas necessárias para aços usados em tubulações de óleo e gás estão: alta tenacidade à fratura, alta resistência mecânica, boa soldabilidade e, em alguns casos, certa resistência à corrosão ao chamado gás azedo (gás natural com altos teores de  $H_2S$ ). Os aços micro-ligados apresentam todas essas propriedades e, por isso, são os mais usados nesse tipo de aplicação <sup>[3]</sup>.

Os aços para esse tipo de aplicação pertencem à série API 5LX, onde 5L é a especificação de aços para gasodutos/oleodutos e X é a designação para aços de alta resistência.



No presente trabalho são usadas duas composições distintas de aço API5LX 70, ou simplesmente X-70. Os dois números que seguem a letra X correspondem aos dois primeiros dígitos do limite de escoamento mínimo requerido para esse tipo de aço (em psi). Os aços estudados, por exemplo, devem apresentar limite de escoamento mínimo de 70.000 psi ou 483 MPa.

Além do objetivo de aumentar a resistência mecânica, há uma tendência no aumento das dimensões e cargas que são exercidas sobre essas estruturas, requerendo, portanto, que as chapas grossas usadas na construção dessas tubulações possuam alta resistência mecânica final <sup>[4]</sup>.

Como chapa grossa pode-se entender toda e qualquer chapa que possua espessura maior do que 6mm. Atualmente, para construção de gasodutos e oleodutos, as espessuras das chapas grossas podem chegar a valores maiores que 100mm.

### **4.3. Laminação Controlada**

A laminação controlada foi desenvolvida no princípio da década de 60, com o objetivo de produzir aços de baixa liga com excelente resistência, ductilidade, tenacidade e soldabilidade. Para tanto, uma microestrutura de grãos muito finos fez-se necessária.

Uma estrutura refinada pode ser atingida através da adição de elementos microligantes como o nióbio e o titânio. Eles atrasam consideravelmente a recristalização dinâmica entre os passes de laminação, acarretando em um acúmulo de deformações. Esse acúmulo, por sua vez, gera uma alta taxa de nucleação durante a decomposição da austenita em ferrita, tornando os grãos ferríticos muito finos<sup>[5]</sup>.

Todas as rotas de processamento de placas para os aços API envolvem etapas consideradas básicas. A primeira delas consiste no re-aquecimento da placa a temperaturas pré-determinadas e suficientemente altas para permitir a dissolução dos microligantes no aço (austenitização). Essa etapa é, então, seguida de um dos dois tipos básicos de laminação a quente: convencional e termo-mecânico controlado.

Cada um desses dois esquemas de laminação possui várias sub-categorias, geralmente definidas pelo grau de deformação aplicado abaixo da temperatura de não-recristalização ( $T_{nr}$ ) e pela temperatura usada no último passe de acabamento em relação à temperatura do início da transformação austenita/ferrita ( $A_{r3}$ ). Cada esquema de laminação pode ou não ser seguido de alguma forma de resfriamento acelerado com água <sup>[6]</sup>.

As variáveis chave que precisam ser atenciosamente controladas e seus respectivos efeitos nas propriedades do aço são representadas na **Tabela 1** <sup>[6]</sup>.

**Tabela 1** - Variáveis Chave na laminação e seus efeitos sobre a qualidade da bobina/placa/tubo <sup>[6]</sup>

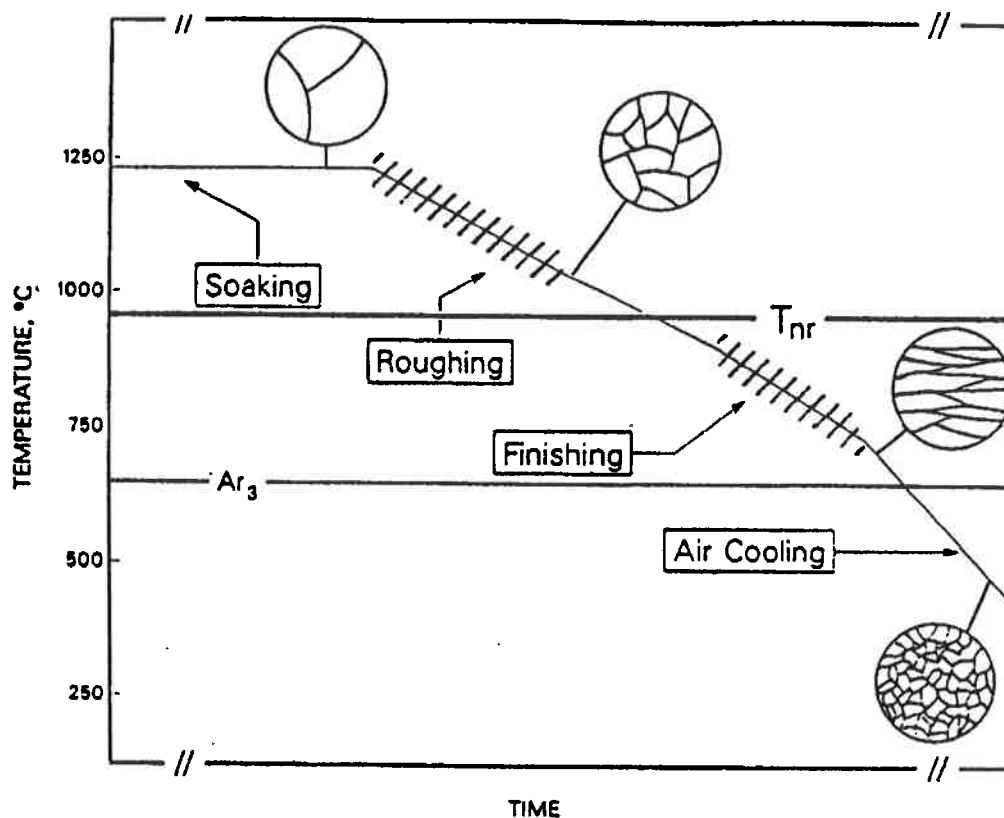
Processo		Variável Chave	Efeito
<b>Austenitização</b>		Trajectoria do tempo e temperatura de austenitização dependendo da composição do aço	Custo benefício máximo no uso da composição química definida. Bom controle da tenacidade
<b>Laminação</b>	<b>Desbaste</b>	Programa de redução e controle da recristalização. Manutenção das espessuras e temperaturas intermediárias pré-determinadas para o laminador e para a composição do aço escolhido.	Maior produtividade, tenacidade (impacto, temperatura de transição dúctil-frágil), e melhor forma da chapa.
	<b>Acabamento</b>	Programada de redução de acordo com a composição do aço	Maior resistência mecânica, tenacidade, microestrutura e melhor forma da chapa.
		Uso da temperatura correta de acabamento (de acordo com a composição estabelecida)	Maior resistência mecânica, tenacidade, microestrutura e melhor forma da chapa.
<b>Resfriamento Acelerado Controlado</b>		Determinação da taxa de resfriamento mais adequada	Melhores resultados de microestrutura e resistência mecânica
		Determinação da temperatura final do resfriamento rápido mais adequada	Melhores resultados de microestrutura e resistência mecânica

Neste trabalho, estudou-se o processo de laminação termo-mecanicamente controlado. Este será mais detalhado no item que se segue.

#### 4.3.1. Processamento Termo-Mecânico Controlado

Os esquemas de laminação termo-mecanicamente controlados são compostos por diversas etapas - ilustradas na **Figura 1**<sup>[7]</sup> - sendo elas:

- Austenitização (Re-heating em inglês): tem como principal função a dissolução dos microligantes, promovendo a homogeneização da microestrutura e o controle do tamanho de grão da austenita;
- Desbaste (Roughening em inglês): ocorre a temperaturas acima da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ). Portanto, essa etapa é responsável pelo refino do tamanho dos grãos de austenita através da recristalização e também pelo endurecimento por precipitação;
- Acabamento (Finishing em inglês): os passes de acabamento ocorrem abaixo da  $T_{nr}$ , a temperaturas em que a energia disponível é insuficiente para que ocorra a recristalização. Em consequência disso, os grãos de austenita acumulam deformação, tomando uma forma achatada, o que faz com que o número de sítios para nucleação da ferrita aumente significativamente. Aqui, como anteriormente, também ocorre endurecimento por precipitação;
- Resfriamento acelerado (Accelerated cooling em inglês): nessa etapa ocorre a decomposição da austenita em ferrita e a precipitação de carbonetos. O refino do grão dá-se devido ao grande número de sítios de nucleação disponíveis, e ao resfriamento acelerado.
- Bobinamento: responsável também pela precipitação de carbonetos.



**Figura 1:** Perfil esquemático tempo-temperatura para processamento termo-mecânico de chapas <sup>[7]</sup>.

O processamento termomecânico controlado é classificado em <sup>[6]</sup>:

- Processo de laminação termo-mecânico controlado ou TMCP (sigla em inglês): esse tipo de laminação envolve, por exemplo, temperatura entre-passes de 832 e 900°C, quando a espessura é da ordem de três a cinco vezes a espessura final da chapa, em conjunto com passes de acabamento realizados a temperaturas próximas à temperatura  $Ar_3$  do aço;
- Processo de laminação termo-mecânico controlado a altas temperaturas (HTP em inglês): nesse caso, a temperatura entre-passes variam de 925 a 1020°C, para espessuras de três a cinco vezes a espessura final da chapa, devido ao maior teor de nióbio do aço. São também usadas temperaturas mais altas de passes de acabamento que, tipicamente, se encontram cerca de 80°C acima da  $Ar_3$ .

O conceito HTP é relativamente novo e é usado, principalmente, para obtenção de aços API X-80. Ele envolve aços com alto teor de nióbio e, por isso, deve ser carregado a temperaturas maiores, para que grande parte do microligante entre em solução.

Pelas temperaturas e composições de aço usadas, o conceito de processo TMCP é o que mais se aproxima do empregado neste trabalho.

#### **4.4. Simulação do Processo Termo-Mecânico**

Tendo em vista a melhora nas propriedades dos aços ARBL processados termo-mecanicamente, é necessário o estudo das mudanças que ocorrem na microestrutura durante os mais diferentes estágios do processo, tais como: austenitização, desbaste, acabamento e resfriamento.

Esse tipo de investigação fornece grande quantidade de informações acerca da influência dos diferentes parâmetros do processo nas propriedades finais da chapa laminada.

Como parar a laminação industrial para realizar essa análise microestrutural seria muito difícil e custosa, esta pode ser simulada por diferentes tipos de testes de deformação. Os mais comuns são <sup>[8]</sup>:

- Testes de tração a quente;
- Testes de compressão a quente em corpos planos;
- Testes de deformação por dilatométrica;
- Testes de torção a quente.

O efeito da deformação e do resfriamento sobre a transformação austenita/ferrita pode ser estudado através do uso da dilatométrica.

Essa técnica é umas das mais usadas para o estudo de transformações sólido-sólido em aços <sup>[9]</sup>. Ela permite o monitoramento em tempo real da evolução da transformação em termos de variações de comprimento da amostra durante um ciclo térmico.

Quando um material sofre uma transformação de fase esta é acompanhada por mudanças no parâmetro de rede que, por sua vez, acarretam variações de volume específico.

Apesar da semelhança do tipo de deformação, devido a inomogeneidade desta e ao tamanho do corpo de prova, a análise microestrutural torna-se um pouco dificultada.

#### **4.4.1. Simulação por Dilatometria**

Diversos estudos sobre o comportamento da transformação austenita/ferrita foram feitos através de dilatometria.

Em Manohar et al.<sup>[10]</sup> e Cizek et al.<sup>[11]</sup> a dilatometria é aplicada com o mesmo propósito deste trabalho: simular, através do dilatômetro, a laminação a quente industrial. Entretanto, são usados aços com diferentes composições, contendo teores distintos de microligantes diferentes.

Já em Mecozzi et al.<sup>[12]</sup> a cinética da decomposição da austenita durante o resfriamento controlado de um aço C-Mn e um aço C-Mn microligado ao Nb é estudada através de dilatometria, o efeito do Nb dissolvido e em solução na interface ferrita/austenita também é analisado. Em ambos os aços a temperatura de início de formação de ferrita ( $Ar_3$ ) diminui com o aumento da temperatura de austenitização devido ao menor número de sítios de nucleação disponíveis. Entretanto, a medida em que o tamanho de grão da austenita começa a crescer, a queda na  $Ar_3$  é mais pronunciada no aço que contém Nb. O Nb em solução é tido como a causa do retardo na decomposição da austenita.

Em Yuan et al.<sup>[13]</sup>, o estudo da influência do nióbio na temperatura de início da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  ( $Ar_3$ ) também é feito. A pesquisa é realizada também através do método da dilatação térmica. Relações entre  $Ar_3$ , conteúdo de Nb, tamanho de grão austenítico, deformação residual na austenita, precipitação e taxa de resfriamento foram estabelecidas. Os ciclos térmicos empregados são semelhantes aos aqui estudados. Constata-se que a deformação a quente pode acarretar grande aumento da temperatura  $Ar_3$  e que o aumento da taxa de resfriamento causa uma queda da mesma.

## 5. Influência do Desbaste nas Propriedades Mecânicas Finais de Chapas Grossas

### 5.1. Procedimentos Experimentais

#### 5.1.1. Laminação a Quente

O material usado nos testes é um aço microligado NbTiV (A563). O aço possui teor de carbono 0,0587% em massa e a soma dos microligantes Nb, Ti e V corresponde à cerca de 0.136% em massa

Quatro blocos – chamados A, B, E e F – do mesmo material, mas com duas espessuras iniciais diferentes, são laminados a quente em escala laboratorial com dois esquemas de laminação diferentes, visando mesma espessura final.

Para acompanhar a variação de temperatura durante o processo de laminação a quente é usado um termopar. Ele é colocado nos blocos através de um orifício feito na metade da espessura inicial dos quatro blocos, com uma profundidade que atinge o centro dos mesmos.

Todos os quatro blocos são inicialmente aquecidos à temperatura de austenitização de 1250°C, eles são mantidos nessa temperatura por 1 hora. Passado esse período, eles são retirados do forno e têm a carepa presente em sua superfície removida; o termopar é então colocado no orifício e tem início o processo de laminação.

Os blocos A e B tem uma espessura inicial de 110mm. Durante os passes de desbaste, uma redução total de 50% é aplicada ao material.

A espessura inicial dos blocos E e F é diferente da dos blocos A e B, sendo de aproximadamente 70mm. A redução total durante o desbaste, nesse caso, é de 21%.

Entretanto, os passes de acabamento são os mesmos para os quatro blocos, ou seja, as placas são reduzidas a chapas com 18mm de espessura final. A redução total aplicada no acabamento, para os quatro casos, é de 67%.

As diferenças nos esquemas de laminação aplicados nos blocos é apresentada mais detalhadamente na **Tabela 2**.

**Tabela 2 – Esquemas de Laminação Aplicados**

	T(°C)	** Do (mm)	*** Df (mm)	Taxa de def. (%)	Redução total (%)
<b>Desbaste blocos A e B</b>	>1200	110,0	87,3	21% *	50%
	1100	87,3	69,3	21%	
	1075	69,3	55,0	21%	
<b>Desbaste blocos E e F</b>	1115	70,0	62	11%	21%
	1060	62	55	11% *	
	980	55	41,6	24%	
<b>Acabamento blocos A, B, E e F</b>	980	55,0	41,6	24%	67%
	950	41,6	31,5	24%	
	900	31,5	23,8	24%	
	870	23,8	18,0	24%	

\* o bloco é virado de 90°

\*\* Do=espessura inicial;

\*\*\* Df=espessura final.

O desbaste, em todos os quatro casos, é feito a temperaturas acima da temperatura de não-recristalização ( $T_{nr}$ ). O acabamento, por outro lado, é feito a temperaturas abaixo da  $T_{nr}$ .

Depois de submetidos à laminação a quente as chapas são resfriadas com água num equipamento que simula os chuveiros usados industrialmente. Uma taxa de resfriamento em torno de 18°C/s foi pré-determinada para todos os quatro experimentos, o resfriamento é feito até que a temperatura de 600°C seja atingida.

Entretanto, devido à instabilidade do equipamento usado, diferentes taxas de resfriamento e temperaturas finais foram registradas pelos termopares em cada um dos casos. Os dados obtidos pelos termopares durante a laminação a quente serão apresentados no item que se segue (5.2.1).

Depois que o resfriamento cessa, as chapas são colocadas no forno, para a simulação da etapa de bobinamento, a uma temperatura de 560°C.

### 5.1.2. Preparação Metalográfica

Cada uma das chapas resultantes é cortada, embutida e preparada metalograficamente com as técnicas tradicionais para exame em microscópio óptico. A secção analisada é sempre aquela na direção transversal.

Primeiramente, as amostras são atacadas com Nital 2%. Como esse tipo de ataque é usado para revelar os contornos de grão, outros ataques como Le Pera,



Klemm e Picral/Sodiobissulfeto (PicNat) são também usados para detectar a presença de diferentes fases nas amostras.

Além da análise metalográfica, as amostras também foram submetidas a medidas de dureza.

### **5.1.3. Medidas de Dureza**

Medidas de micro-dureza foram feitas com o equipamento Reichert Polyvar 2 MET com o penetrador MD 4000V (Nr. 84226), usando um peso de 200g. As endentações e também sua medição são feitas automaticamente por um software integrado ao equipamento.

Em cada amostra, a dureza é medida em duas direções distintas: longitudinal e transversal. A direção longitudinal corresponde à direção da laminação, enquanto a transversal é a mesma direção da espessura da chapa.

É importante ressaltar que as medidas de dureza são feitas na secção média das chapas, próximo da região na qual foi colocado o termopar.

### **5.1.4. Testes de Tração**

Duas amostras redondas de teste de tração são usinadas a partir de cada uma das placas produzidas, na direção transversal. A geometria dos corpos de prova está de acordo com a norma API 5L, i.e. usa-se uma distância paralela de 60mm e diâmetro de 12,5mm.

Os ensaios de tração são realizados na máquina hidráulica de tração - MTS810 – com capacidade de 250kN e um extensômetro.

Durante os testes, duas velocidades de tração foram usadas, são elas:

- 1mm/min de deslocamento até uma deformação total de 3%;
- 12 mm/min de deslocamento até a ruptura.

O critério de falha é estabelecido como sendo o momento em que é detectada uma queda repentina na força, de tal maneira que esta queda seja igual ou maior a 10% da força máxima registrada.

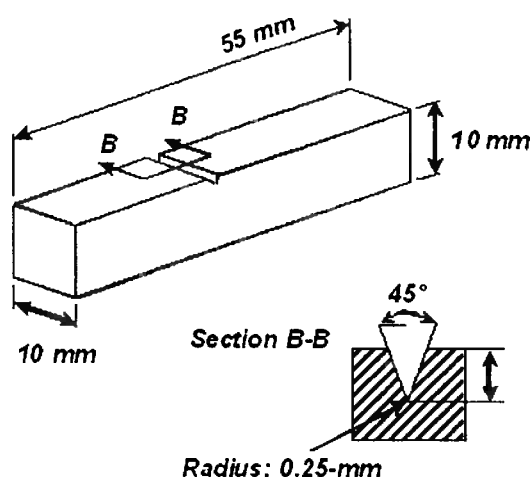
Os resultados serão apresentados no item **5.2. Resultados**.

### 5.1.5. Testes Charpy

Aproximadamente cerca de 13 amostras foram usinadas de cada chapa. Os testes Charpy foram feitos de acordo com a norma NBN EN 10045-1. As dimensões das amostras e da pré-trinca podem ser vistas na **Figura 2**.

Os testes são realizados em quatro temperaturas diferentes (entre  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Antes de cada teste, as amostras são levadas à temperatura a ser testada, para temperaturas abaixo da temperatura ambiente ( $<20^{\circ}\text{C}$ ) as amostras são resfriadas com nitrogênio líquido e eram mantidas na temperatura de teste por pelo menos 15 minutos.

Após isso, as amostras são testadas, dois testes são realizados para cada temperatura.



**Figura 2:** Desenho esquemático da amostra de teste Charpy e as suas dimensões.

## 5.2. Resultados

### 5.2.1. Laminação a Quente

Como mencionado anteriormente, a taxa de resfriamento deveria ser a mesma para todas as chapas. Entretanto, devido à instabilidade do equipamento usado, a taxa de resfriamento, assim como a temperatura até a qual elas foram resfriadas, diferem entre as chapas e são distintos dos valores pré-estabelecidos ( $18^{\circ}\text{C/s}$  e  $600^{\circ}\text{C}$  respectivamente).

Um resumo das temperaturas registradas durante os experimentos é apresentado na **Tabela 3**.

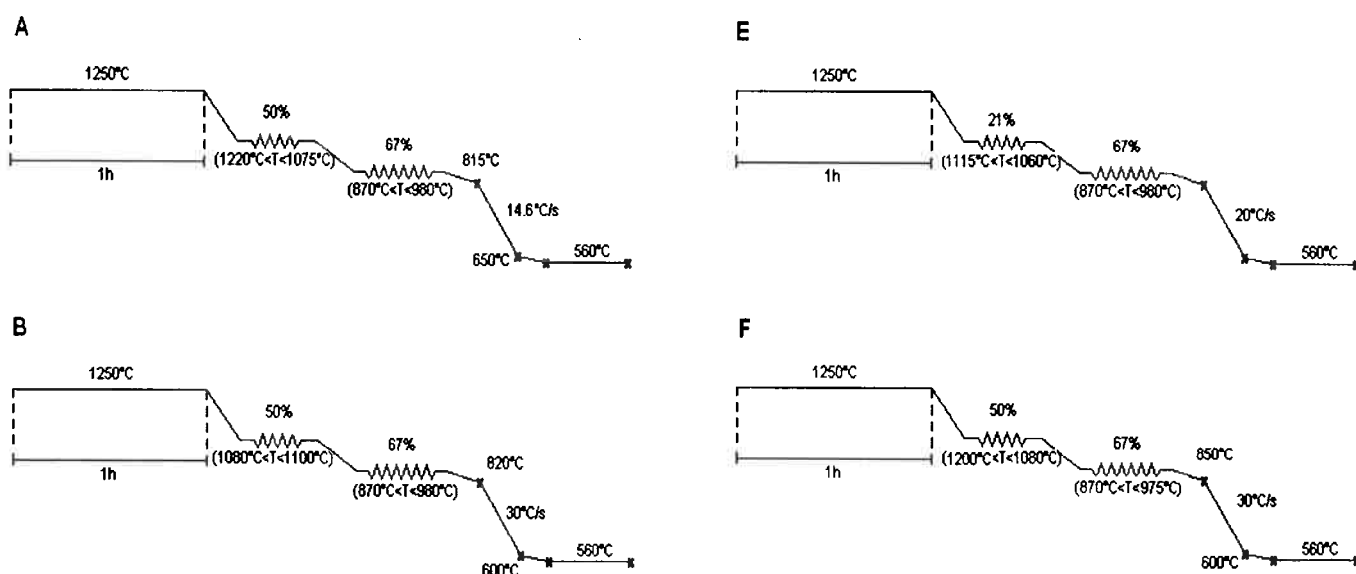
Uma representação esquemática dos experimentos realizados aos quatro blocos pode ser visto na **Figura 3**.

As taxas de resfriamento reais são obtidas através da medida da temperatura ao longo do tempo, registrada pelos termopares durante a laminação (**Figura 4 a Figura 7**).

Através da análise dos dados obtidos na **Tabela 3** pode-se dizer que os testes mais comparáveis, em termos de análise da influência do desbaste, são os dos testes realizados com os blocos B e F, já que estes tiveram taxas de resfriamento similares (28,2 e 29,8°C/s, respectivamente).

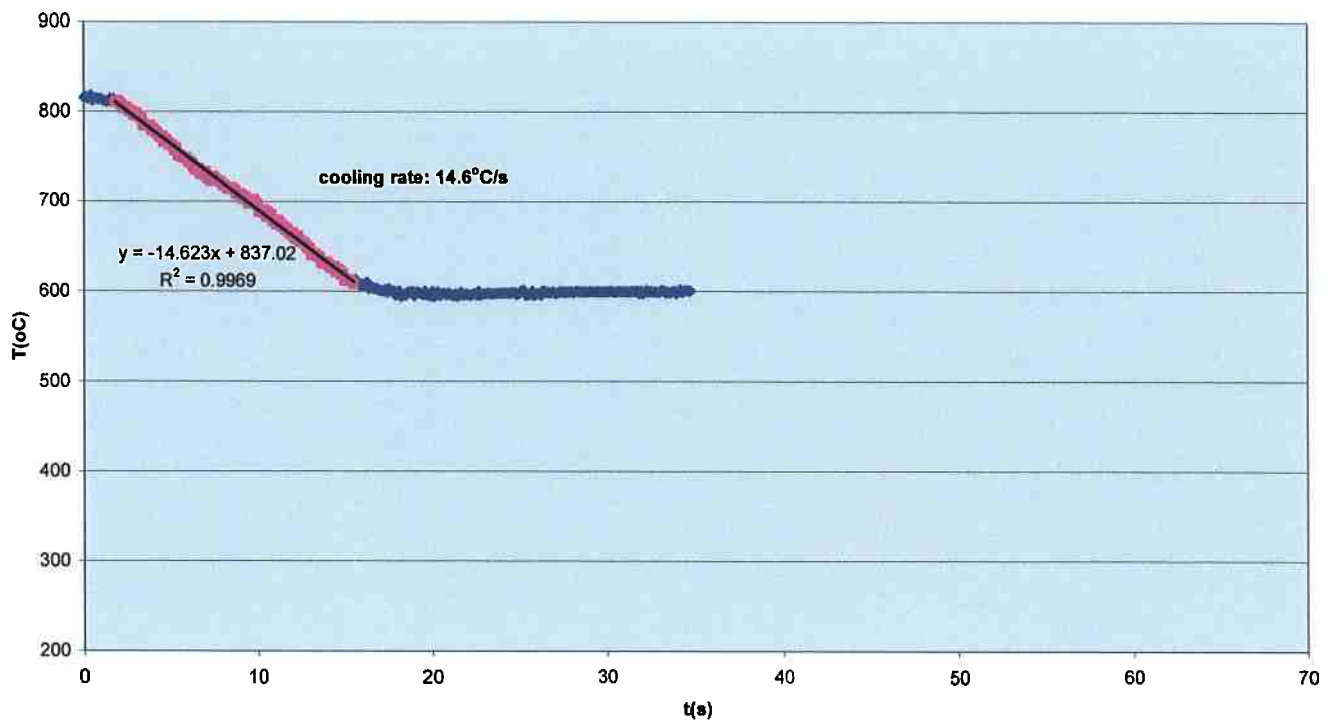
**Tabela 3 – Temperaturas e Taxas de Resfriamento durante a Laminação a Quente**

	Tstart Desbaste (°C)	Tfinish Desbaste (°C)	Taxa de def no desbaste (%)	Tstart Acabamento (°C)	Tfinish Acabamento (°C)	Tstart Resfriamento (°C)	Tfinish Resfriamento (°C)	Taxa de Resfriamento (°C/s)	T bobinr. (°C)
A	>1200	1075	50	980	870	815	650	14.6	560
B	1100	1080	50	980	870	820	600	28.2	560
E	1115	1060	21	980	870	-	-	23.3	560
F	1200	1080	21	975	870	850	600	29.8	560



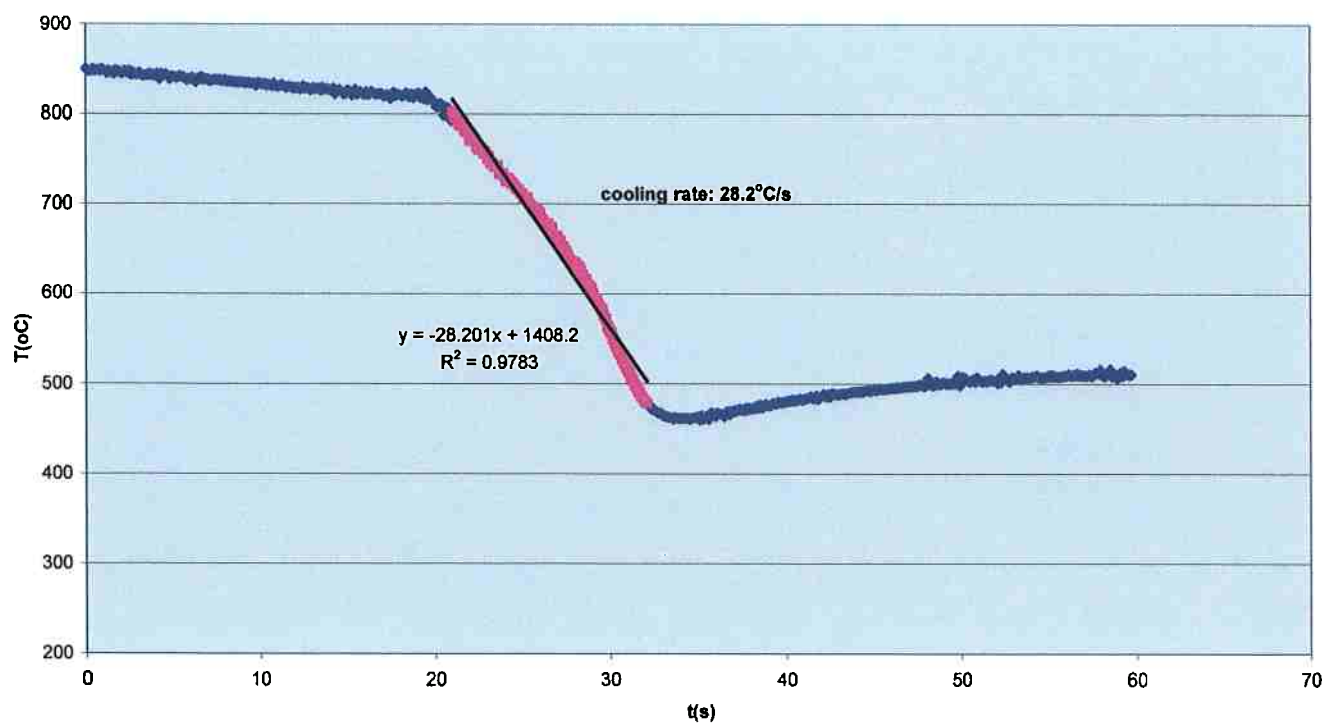
**Figura 3: Representação esquemática dos experimentos realizados.**

#### Cooling F563A

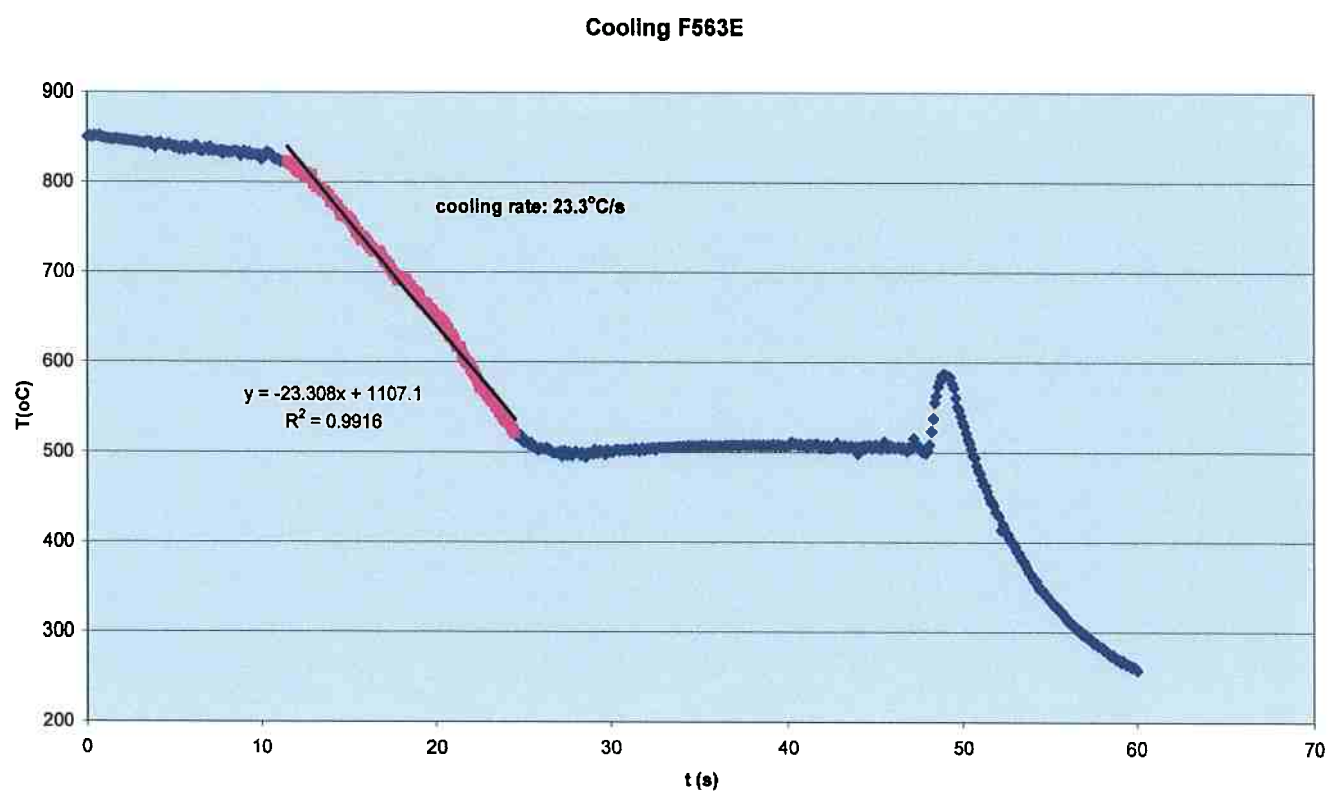


**Figura 4:** Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa A.

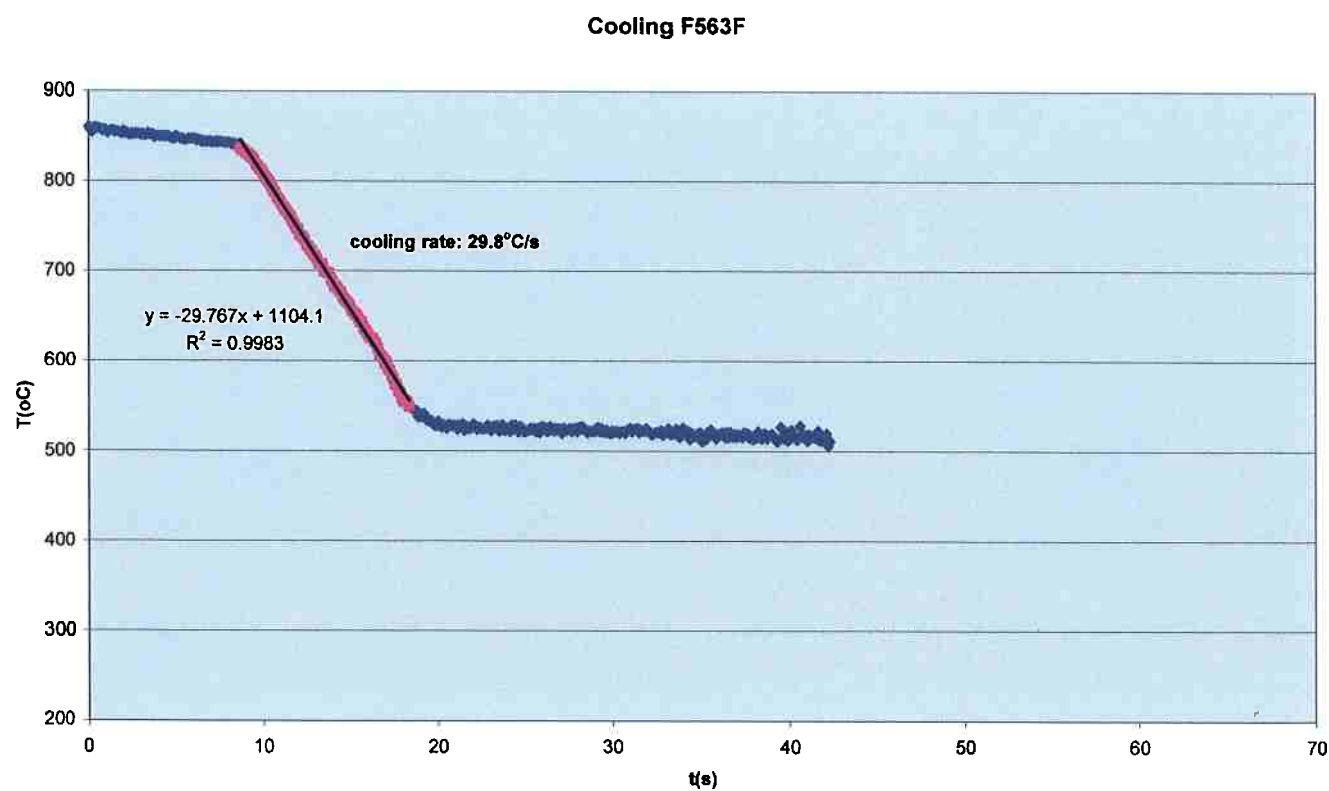
#### Cooling F563B



**Figura 5:** Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa B.



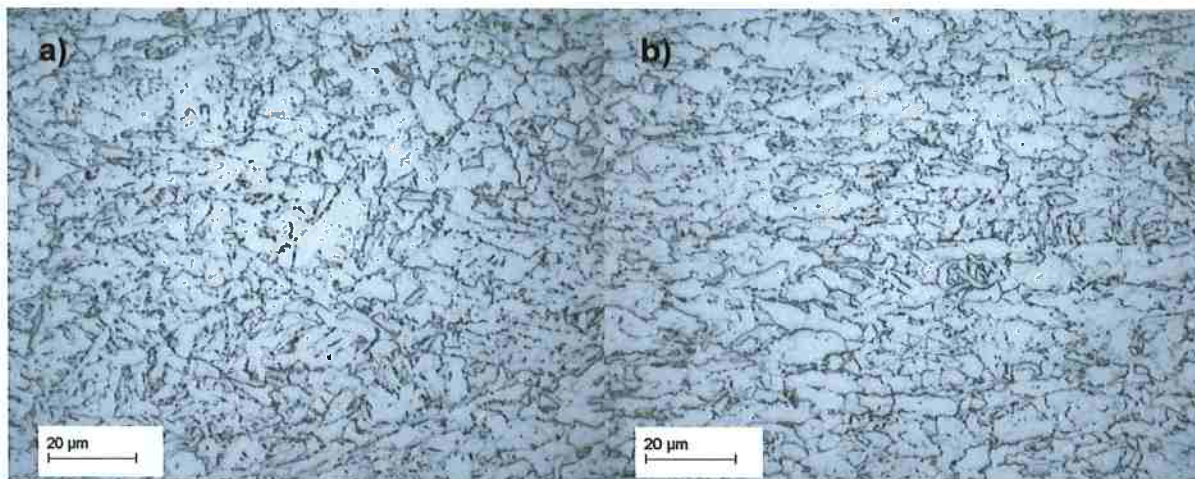
**Figura 6:** Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa E.



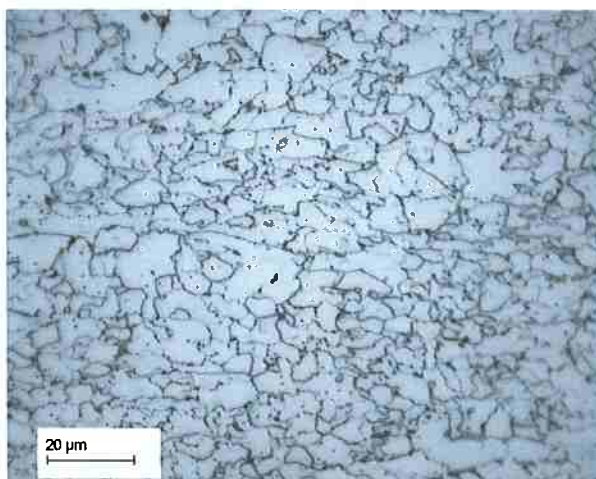
**Figura 7:** Curva temperatura versus tempo durante o resfriamento da placa F.

### 5.2.2. Análise Metalográfica

A análise metalográfica é feita em amostras das chapas A, B e F. A chapa E não foi submetida à análise metalográfica devido à falta de material.



**Figura 8:** Nital 2%; a) chapa A (50% desbaste, 14.6°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura; b) chapa B (50% desbaste, 28.2°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.



**Figura 9:** Nital 2%; chapa F (21% desbaste, 29.8°C/s (taxa de resfriamento), ½ espessura.

As chapas A e B (**Figura 8**) mostram tamanho de grão menor quando comparadas com os obtidos com a chapa F (**Figura 9**).

A diferença na morfologia da microestrutura entre as chapas B e F é bem pequena. A chapa B (**Figura 8 b)**) tem microestrutura mais refinada e grãos com formato mais achatado quando comparada com a chapa F (**Figura 9**).

Nenhuma das microestruturas mostraram qualquer sinal de segregação na região central das chapas. As estruturas reveladas pelo uso de Nital 2% são bem homogêneas ao longo da espessura e também na direção da laminação.

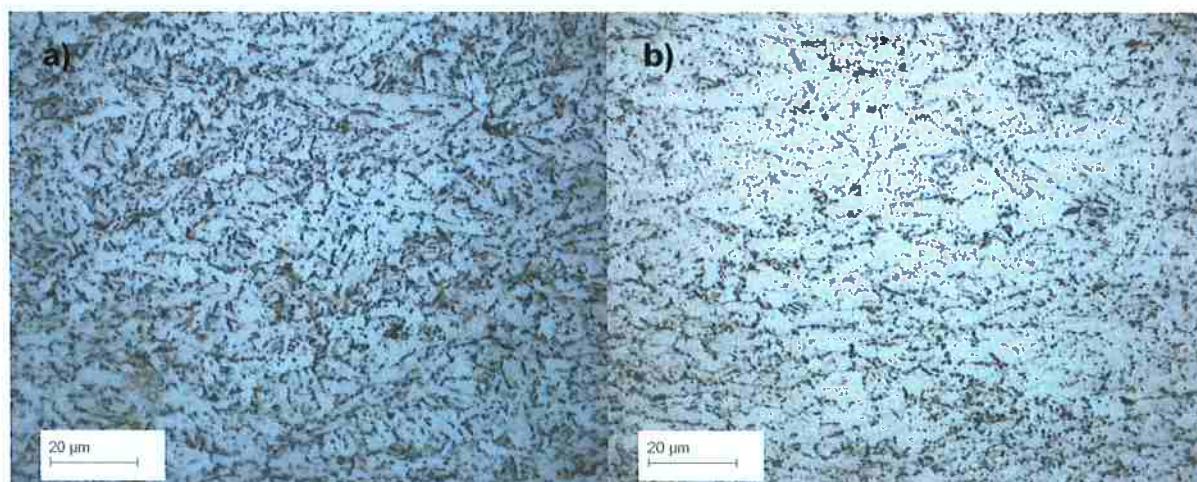


As amostras foram também atacadas com Le Pera e Pic Nat para revelar a quantidade e distribuição dos carbonetos presentes na estrutura.

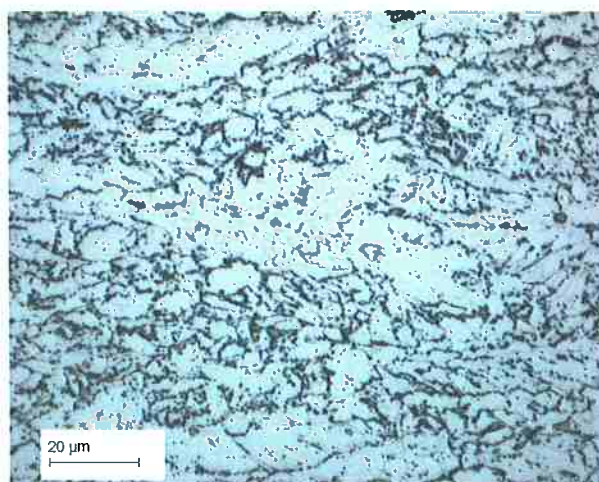
Micrografias feitas com o ataque PicNat (**Figura 10** e **Figura 11**) revelam que as chapas A e B têm micro-constituintes com carbonetos mais finos (fase escura) e melhor distribuídos na matriz que a chapa F.

Os micro-constituintes presentes na chapa F parecem não ter distribuição tão homogênea pela matriz quanto às chapas A e B. Eles se encontram mais concentrados ao longo dos contornos de grão.

A matriz, em todas as chapas, é composta por ferrita, revelada como a fase de cor alaranjada nas micrografias realizadas com Le Pera (**Figura 56** e **Figura 57** no item Anexo).



**Figura 10:** PicNat; a) chapa A (50% desbaste, 14.6°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura; b) chapa B (50% desbaste, 28.2°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.



**Figura 11:** Pic Nat; chapa F (21% desbaste, 29.8°C/s (taxa de resfriamento), ½ espessura.

Os ataques feitos com Klemm têm como intuito verificar a existência de austenita retida na microestrutura. Nenhuma austenita retida foi encontrada em nenhuma das três microestruturas atacadas. Essas micrografias podem ser vistas no capítulo 9. Anexo (Figura 58 e Figura 59).

### 5.2.3. Medições de Dureza

Como o objetivo principal dos testes de laminação em laboratório é investigar a influência do desbaste nas propriedades finais das chapas laminadas a quente, medidas de dureza das chapas são feitas para caracterizar as propriedades mecânicas obtidas nos experimentos.

As medidas de micro dureza são apresentadas nas Figura 12 e Figura 13. A média das medidas pode ser vista na Tabela 4.

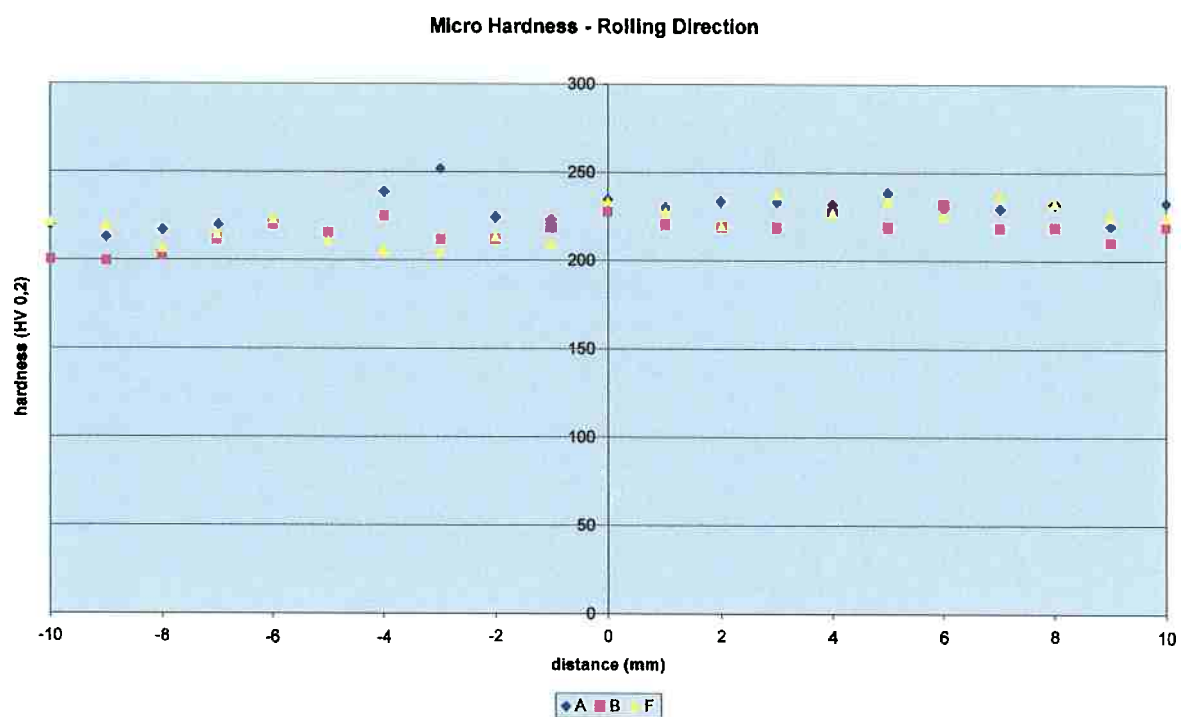
Através da análise dos perfis de dureza obtidos Figura 12 e Figura 13 pode-se concluir que as chapas possuem uma estrutura bem homogênea já que os valores de dureza não apresentam grandes variações ao longo das direções longitudinal e transversal.

Os dados mostrados na Tabela 4 demonstram que as três placas, apesar de terem sido laminadas com passes desbastadores distintos, têm valores médios de dureza similares e, portanto, possuem propriedades mecânicas análogas.

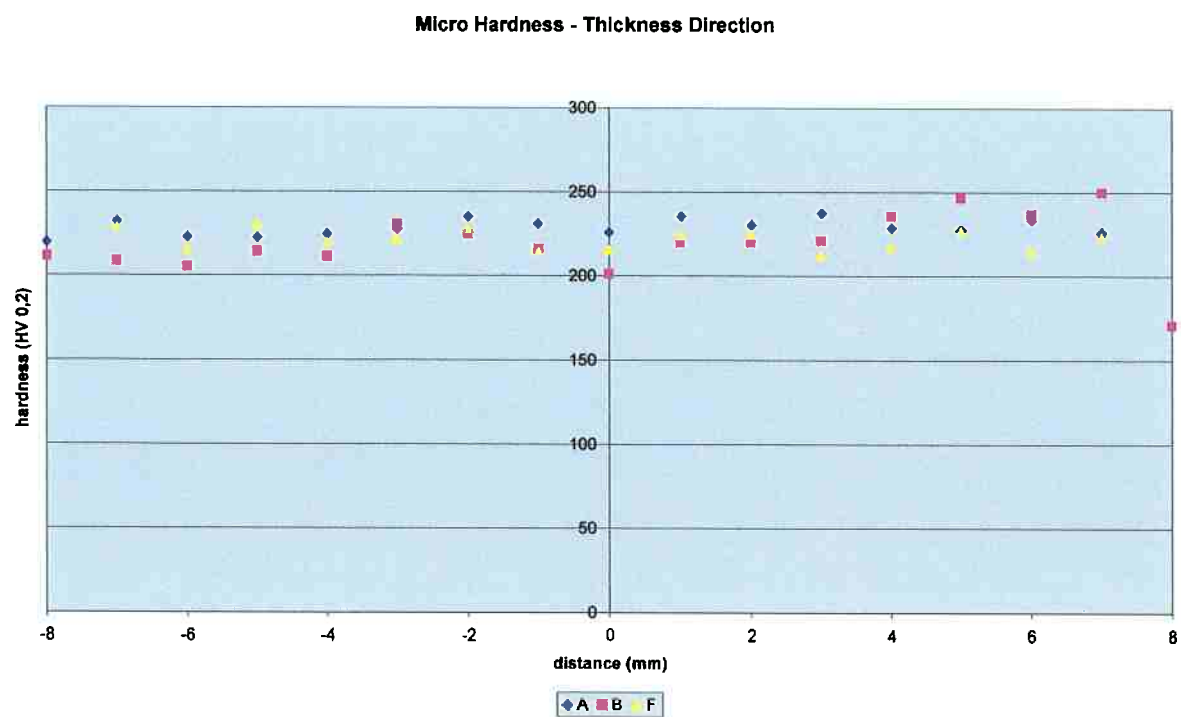
**Tabela 4** – Valores Médios de Micro Dureza (HV 0.2)

	Direção de Laminação	Direção da Espessura
A	228 ± 9	229 ± 5
B	217 ± 8	220 ± 18
F	222 ± 10	221 ± 6





**Figura 12:** Perfil de micro dureza ao longo da direção de laminação para as chapas A, B e F.



**Figura 13:** Perfil de micro dureza na direção da espessura para as chapas A, B e F.

#### 5.2.4. Testes de Tração

Os testes de tração são realizados para dar uma visão mais ampla das propriedades mecânicas obtidas nas chapas laminadas em laboratório.

Os resultados são resumidos na **Tabela 5** e **Figura 14**.

Os valores obtidos são bem similares aos industriais. Os resultados, que podem ser vistos na **Figura 14**, são também muito similares entre as próprias chapas produzidas experimentalmente, o que indica que elas possuem propriedades mecânicas similares apesar dos diferentes esquemas de laminação aplicados.

#### 5.2.5. Testes de Charpy

Os testes de Charpy não foram conclusivos no que diz respeito à determinação da temperatura de transição. Entretanto, os resultados mostram um comportamento similar entre as placas B e F (ver **Figura 15**).

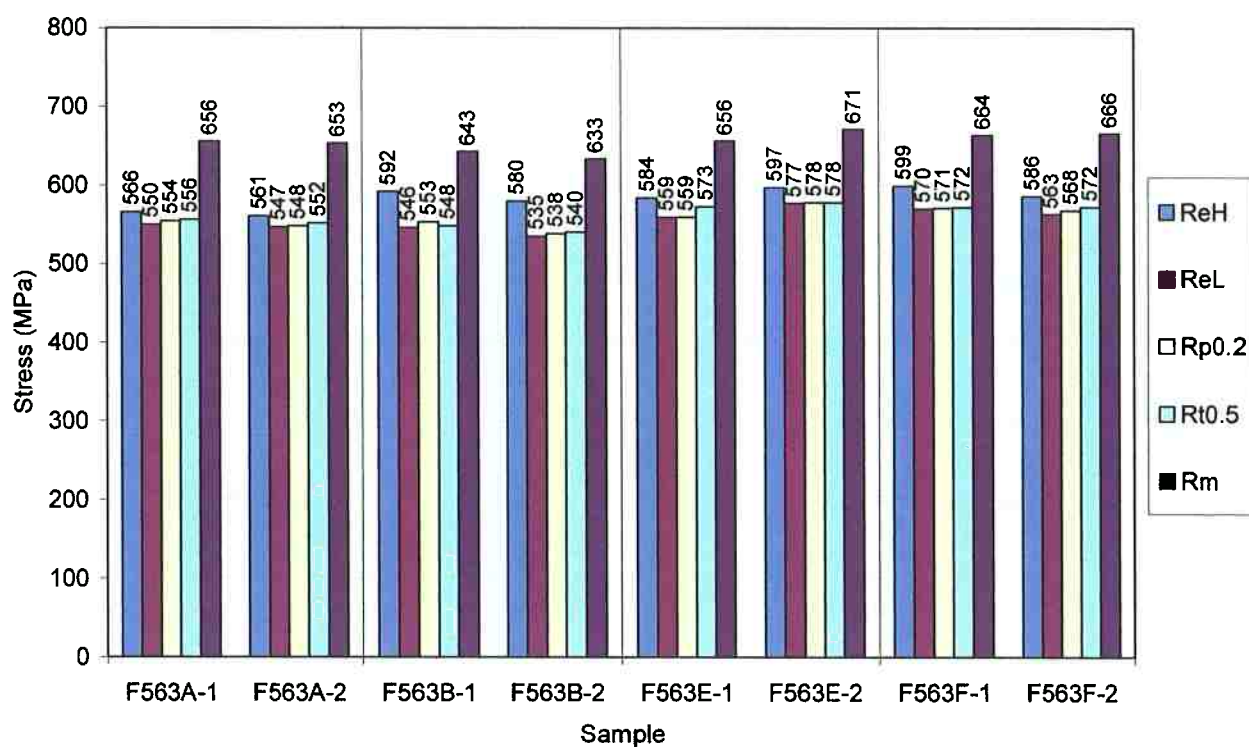
Essas chapas possuem taxas de resfriamento próximas, mas são submetidas a esquemas de laminação distintos quanto aos passes de desbaste (50% e 21% respectivamente).

Isso reforça a hipótese indicada pelos testes feitos anteriormente: diferentes esquemas de desbaste aparentemente não exercem nenhuma influência sobre as propriedades mecânicas finais dos materiais laminados em laboratório, desde que seja usado o mesmo esquema de acabamento.

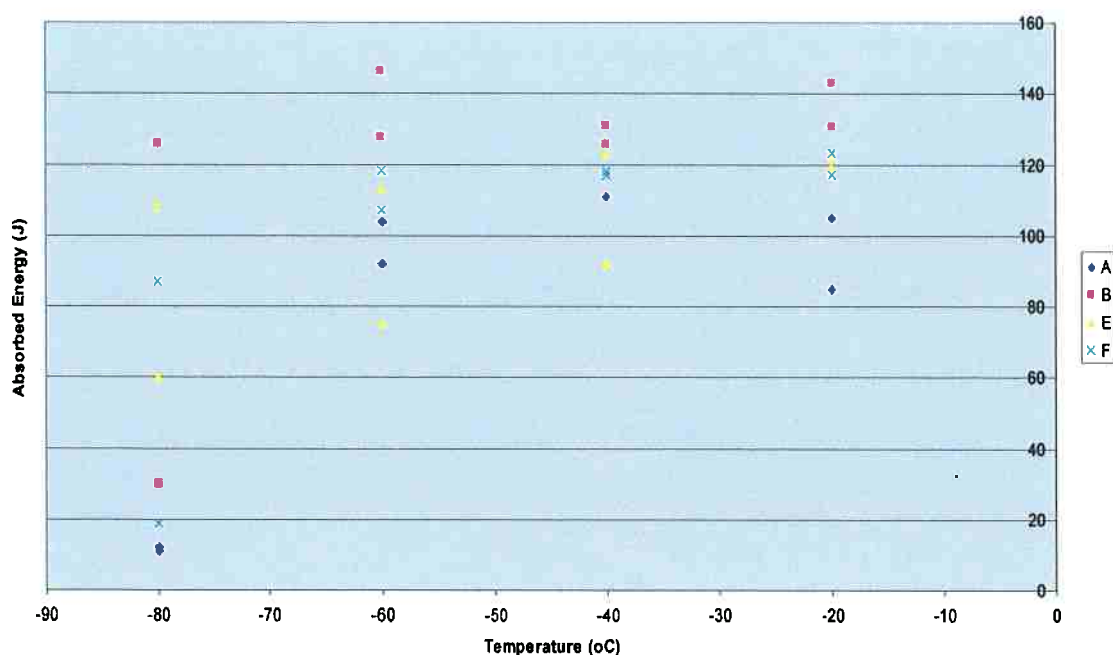
**Tabela 5 – Resumo dos Testes de Tração**

Identificação da Amostra	d mm	ReH MPa	ReL MPa	Rp MPa	Rt0.5 MPa	Rm MPa	Rt0.5/Rm -	Au %	A50 %	Localização da Fratura
F563A-1	12.51	566	550	554	556	656	0.85	8%	22%	incerto
F563A-2	12.5	561	547	548	552	653	0.84	8%	23%	
F563B-1	12.51	592	546	553	548	643	0.85	10%	27%	
F563B-2	12.51	580	535	538	540	633	0.85	11%	28%	
F563E-1	12.5	584	559	559	573	656	0.87	10%	26%	
F563E-2	12.48	597	577	578	578	671	0.86	10%	27%	
F563F-1	12.51	599	570	571	572	664	0.86	9%	25%	incerto
F563F-2	12.5	586	563	568	572	666	0.86	9%	16%	

d: diâmetro da amostra; ReH: limite de escoamento superior (máxima tensão alcançada antes da queda brusca no carregamento); ReL: limite de escoamento inferior (mínima tensão atingida durante a deformação plástica antes que o encruamento tenha início); Rp: tensão na qual uma deformação de 0.002 é encontrada; Rt0.5: tensão na qual a extensão elástica somada à plástica é igual a 50% da abertura do extensômetro; Rm: limite de resistência à tração; Au: alongamento uniforme; A50: percentual de alongamento de uma abertura de 50mm.



**Figura 14:** Comparação entre valores de tensão (ReH, ReL, Rp0.2, Rt0.5 e Rm) medidos para as amostras testadas.



**Figura 15:** Energia absorvida versus temperatura da amostra.

### 5.3. Conclusão

A partir dos testes e análises feitos com as placas laminadas em laboratório, pode-se concluir que o uso de diferentes passes de desbaste durante a laminação à quente dos blocos, não tem aparentemente nenhuma influência sobre as propriedades mecânicas finais da chapa final, desde que o mesmo esquema de acabamento seja usado.

As chapas provenientes dos blocos A e B apresentaram diferenças microestruturais. Eles foram submetidos a uma maior redução durante o desbaste (50%) e apresentaram tamanho de grão menor quando comparados com a microestrutura obtida na chapa F (redução no desbaste de 21%). A distribuição dos micro-constituintes aparenta também ser mais fina e homogênea nas placas com maior redução durante os passes de desbaste.

Entretanto, quando as propriedades mecânicas são levadas em consideração, nenhuma diferença aparente pode ser observada. Todas as chapas apresentam valores de micro dureza em torno de 220 HV. Os valores obtidos nos testes de tração também não diferem muito entre si e são próximos aos valores obtidos industrialmente.

Os ensaios Charpy das placas B e F também confirmam a similaridade nas propriedades mecânicas dessas duas chapas, apesar destas terem sido submetidas a diferentes reduções durante o processo de desbaste.

Portanto, como a caracterização mecânica das amostras não aponta nenhuma diferença significativa entre chapas que foram submetidas a diferentes esquemas de laminação, é possível concluir que, a influência dos passes de desbaste nas propriedades finais da chapa é mínima ou praticamente inexistente, quando o mesmo esquema de acabamento é aplicado.

## **6. Simulação da Laminação a Quente por Dilatometria**

### **6.1. Procedimento Experimental**

#### **6.1.1. Preparação dos Corpos de Prova**

Amostras de cada uma das duas composições de aço estudadas são obtidas por eletro-erosão . Os corpos de prova são cilíndricos com as seguintes dimensões: 5mm de diâmetro por 10mm de comprimento.

Para o aço A563, as amostras de dilatatômetro foram obtidas a partir das placas laminadas a quente em laboratório (pelo processo já descrito no capítulo 5.2.1 deste trabalho).

No caso do A580, as amostras são retiradas de um material lingotado industrialmente. Dois pequenos blocos são retirados da placa e laminados a quente até a espessura de 12mm as chapas, então, são resfriadas ao ar. Posteriormente, elas são levadas a uma temperatura de austenitização de 1200°C por 15 minutos e temperadas em água. A austenitização é feita para dissolver todos os carbonetos presentes na matriz, enquanto a têmpera em água tem como principal objetivo evitar a precipitação dos elementos micro-ligantes como o nióbio.

O A580 é um aço baixo manganês microligado NbNiMoCu. O teor de carbono presente é de 0,038% em peso e a soma dos microligantes Nb e Mo é de 0,178% em peso.

#### **6.1.2. Ciclo Térmico**

Os testes são realizados no dilatômetro Bähr. Para evitar a oxidação das amostras durante os experimentos, a câmara do dilatômetro é submetida a vácuo de 10-5 mbar, feito o vácuo, gás hélio é injetado na câmara. A deformação é aplicada a amostra por suportes em alumina ( $Al_2O_3$ ).

O resfriamento das amostras é alcançado por controle da vazão de gás hélio. Dois termopares são soldados por solda ponto na amostra: um deles na região central e outro em uma das extremidades.

Folhas de molibdênio - com 8 mm de diâmetro e 0,10mm de espessura – foram coladas às extremidades das amostras em todos os testes. Como as amostras

perdem maior quantidade de calor pelas extremidades, as folhas usadas tem como propósito de obter um perfil de temperaturas o mais homogêneo possível na amostra.

Quatro diferentes ciclos térmicos são usados nos experimentos. Todos eles são divididos em 6 principais etapas:

- Austenitização;
- Resfriamento;
- Deformação;
- Resfriamento Rápido;
- Retenção Quasi-Isotérmica;
- Resfriamento Lento.

Cada uma dessas etapas encontra-se detalhada a seguir.

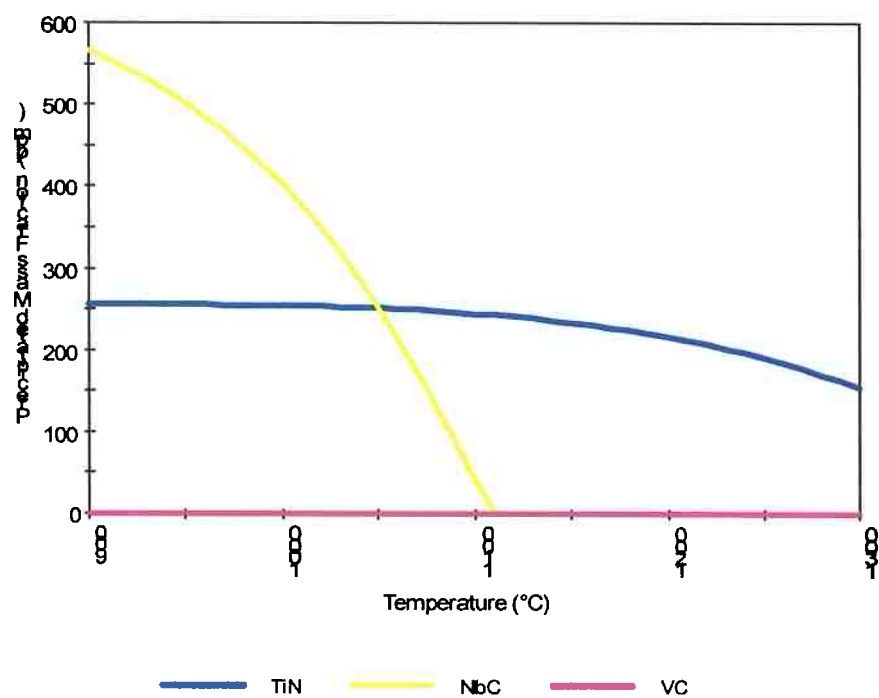
### *Austenitização*

No processamento termo-mecânico, a etapa de austenitização tem como principal função não somente garantir a completa homogeneização e transformação do material em austenita, como também o controle do tamanho de grão da austenita.

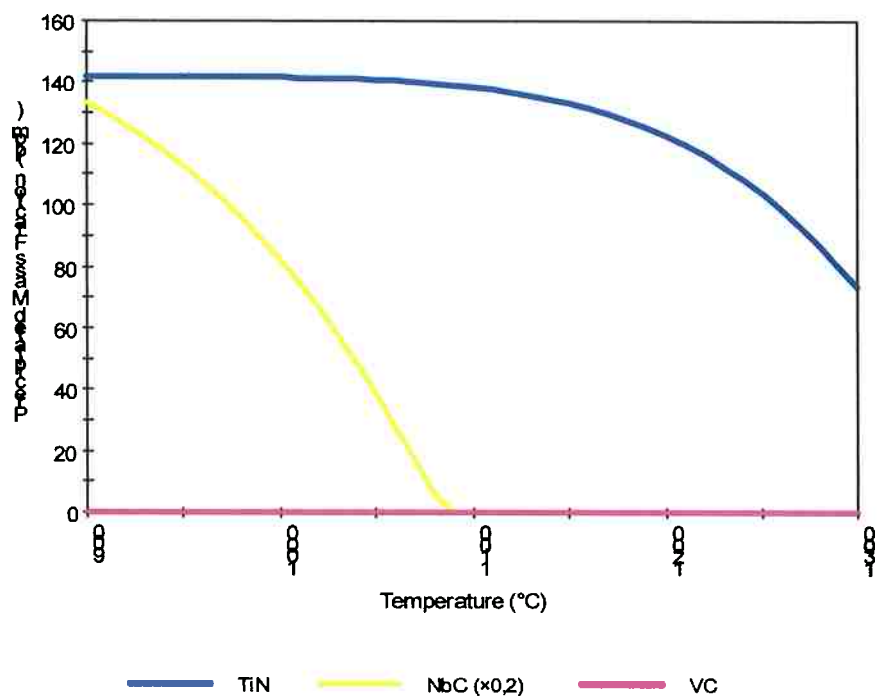
Duas temperaturas diferentes de homogeneização são usadas nos ciclos térmicos dos experimentos: 950 e 1200°C.

De acordo com a composição química dos aços usados, a precipitação dos carbonetos pode ser prevista através do uso do programa Modips. Esse programa calcula a dissolução dos possíveis elementos presentes e traça um perfil de precipitação conforme a queda da temperatura. Ele foi desenvolvido e tem os direitos autorais pertencentes ao centro de pesquisas da Arcelor na Bélgica (OCAS).

O programa gera gráficos, reproduzidos nas **Figura 16 e Figura 17**, para cada uma das composições. A precipitação, no caso dos dois aços, pode ocorrer a temperaturas abaixo de aproximadamente 1100°C. Portanto, quando a temperatura de 950°C é usada na austenitização, a precipitação de carbonetos de nióbio pode ocorrer durante o período de encharque das amostras.



**Figura 16:** Fração precipitada (em massa) versus temperatura. Aço A563, programa Modips.



**Figura 17:** Fração precipitada (em massa) versus temperatura . Aço A580, programa Modips.

Como os carbonetos acarretam o ancoramento dos contornos de grão, o crescimento dos destes é reprimido, resultando em uma microestrutura austenítica mais refinada. Portanto, são criados mais sítios de nucleação para ferrita e outros carbonetos.

Entretanto, se a temperatura de 1200°C é usada, os grãos de austenita resultantes – após a austenitização – tem maior tamanho, devido à ausência de carbonetos atuando como obstáculos ao seu crescimento. O número de sítios de nucleação é, portanto, menor do que no caso descrito anteriormente.

Isso terá influência direta sobre a temperatura na qual a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  é iniciada ( $A_{r3}$ ). Um número maior de locais disponíveis à nucleação de ferrita facilita a ocorrência da decomposição da austenita, fazendo com que ela ocorra antecipadamente, e, portanto, a temperaturas mais altas. Já um menor número de sítios disponíveis para a nucleação de ferrita implica justamente no contrário.

### *Resfriamento*

Entre a austenitização e a deformação, ocorre uma etapa de resfriamento. Essa etapa substituiria o correspondente aos passes de desbaste na laminação industrial.

Para os ciclos nos quais a temperatura de austenitização de 950°C é usada, uma taxa de resfriamento de 1°C/s é aplicada. Por outro lado, nos experimentos que usam a temperatura de 1200°C, a taxa de resfriamento por sua vez é dez vezes maior (10°C/s).

O intuito da alteração desses parâmetros é o de levar à formação de um maior número de sítios de nucleação nas amostras cujo ciclo usa a temperatura de 1200°C.

### *Deformação*

Após o resfriamento, segue a etapa de deformação. A compressão a quente é aplicada para simular os passes de acabamento no processamento termo-mecânico.



Em todos os ciclos testados essa etapa ocorre sempre a temperatura de 850°C – abaixo da temperatura de não-recristalização ( $T_{nr}$ ). Isso é feito objetivando que os grãos de austenita possam ser deformados sem que sofram recristalização estática e/ou dinâmica, e que, portanto, os grãos de austenita tomem um formato achatado.

Grãos achatados tem maior superfície de contato, representando um número maior de sítios para precipitação de ferrita. Essa etapa, aliada ao resfriamento rápido gera grãos de ferrita ainda mais refinados, resultando em um material com propriedades mecânicas finais melhoradas.

Para conseguir a formação de grãos achatados, diferentes razões de deformação são aplicadas com diferentes taxas de deformação. É importante deixar claro que, a palavra razão de deformação será usada sempre referindo-se à porcentagem de deformação sofrida pelo corpo de prova. Já a palavra taxa de deformação irá se referir à velocidade com que essa porcentagem de deformação é aplicada à amostra.

30, 50 e 70% de razão de deformação são usados, com taxas de deformação de 0.01, 0.10, 1.00 e/ou 10.00 s<sup>-1</sup>, dependendo do ciclo térmico usado.

#### *Resfriamento Rápido*

Nessa etapa ocorre a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Dependendo do ciclo, três taxas distintas de resfriamento podem ser usadas: 5, 10 e 15°C/s, o que influenciará na morfologia das fases a serem formadas (bainita, martensita, perlita) e no tamanho de grão da microestrutura final.

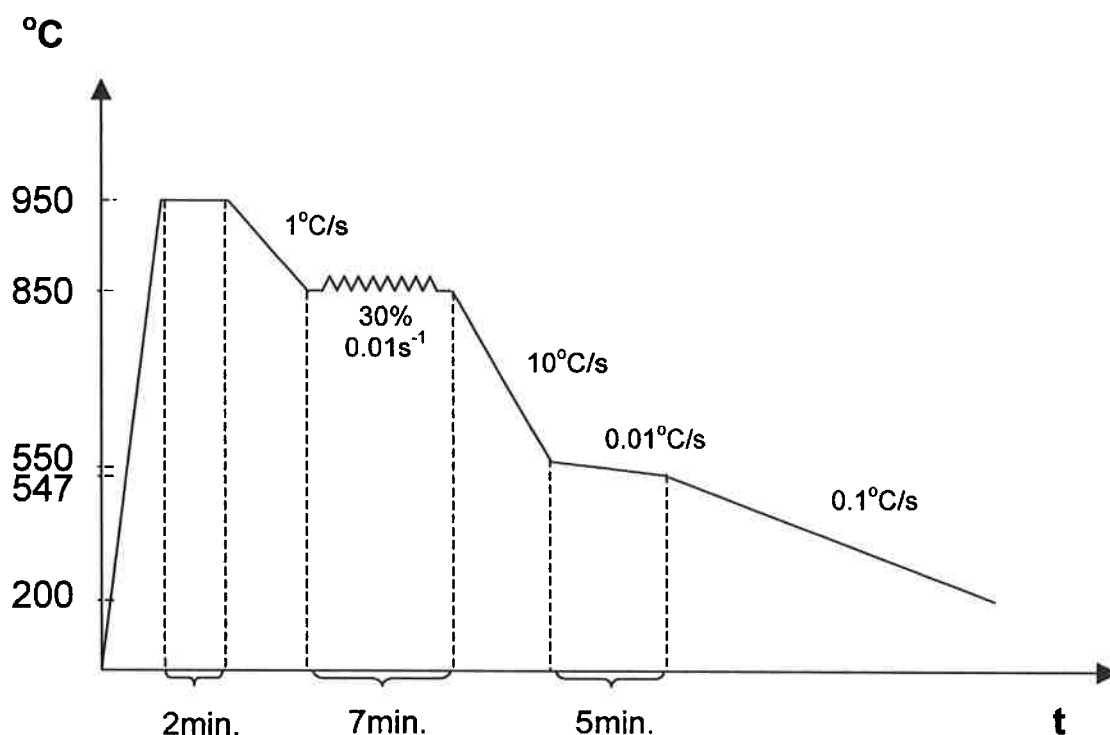
#### *Retenção Quasi-Isotérmica e Resfriamento Lento*

Esses dois últimos passos simulam juntos o bobinamento do processo industrial de laminação a quente. Eles são os mesmos para todos os ciclos térmicos testados. Após o resfriamento acelerado, os corpos de prova são submetidos à retenção quasi-isotérmica, eles são resfriados com uma taxa de resfriamento de 0.01°C/s durante cinco minutos. Segue-se, então, o resfriamento lento, com uma taxa de 0.10°C/s até a temperatura de 200°C. Atingida essa temperatura, o experimento cessa e a máquina é desligada.

Nos ciclos 1 e 2 (**Figura 18 e Figura 19**), as amostras são aquecidas a 950°C com 50°C/s. Na etapa seguinte, elas sofrem austenitização a 950°C por 2 minutos.

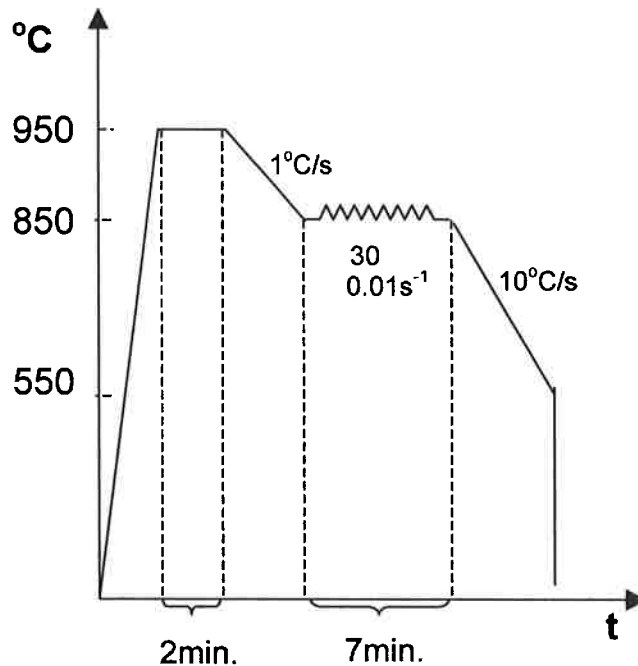
Após a austenitização, as amostras são resfriadas com 1°C/s até 850°C. Quando essa temperatura é alcançada, dá-se início à deformação. No ciclo 1 somente uma razão e taxa de deformação são utilizadas, 30% e 0.01s<sup>-1</sup>, respectivamente.

Realizada a deformação, tem-se o resfriamento rápido, com taxas de 5, 10 e 15 °C/s, à temperaturas de 450, 500, 550, 600 ou 650°C. Atingida uma dessas temperaturas, tem início o período quasi-isotérmico e, então, o ciclo termina com o resfriamento lento até 200°C.



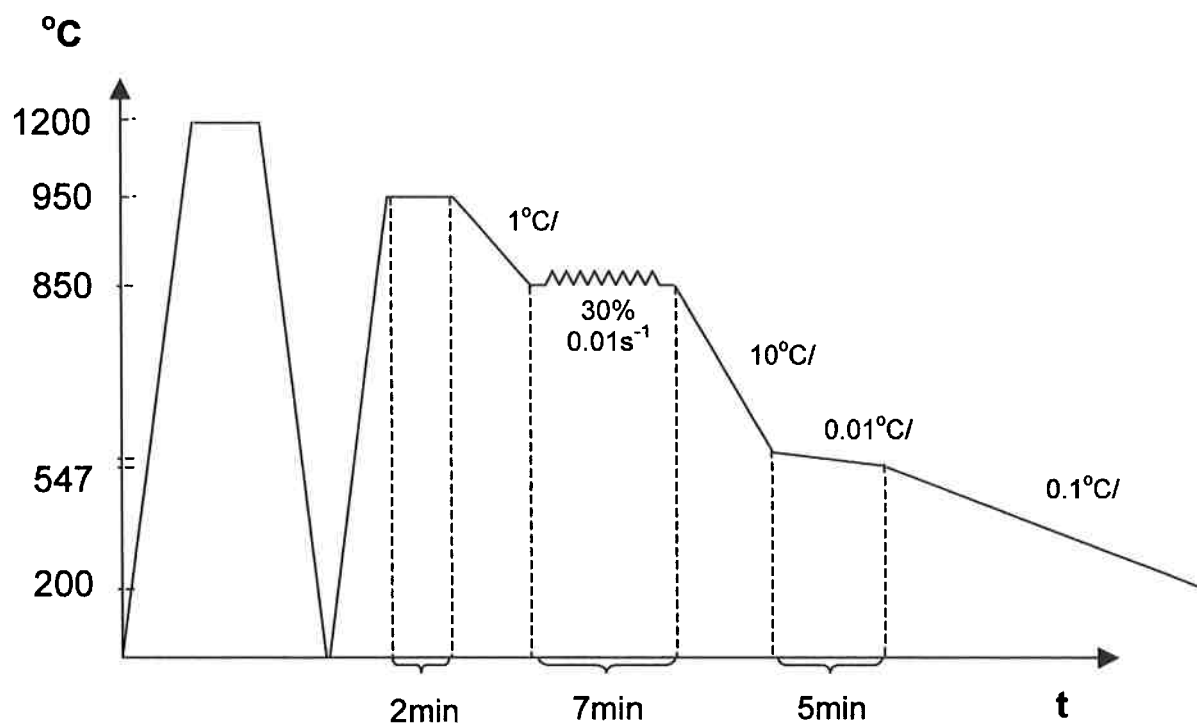
**Figura 18:** Ciclo 1 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.

No ciclo 2 (**Figura 19**), os corpos de prova são submetidos aos mesmos parâmetros de deformação usados no ciclo 1 (30% de deformação a  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ). Após a deformação, entretanto, as amostras foram resfriadas rapidamente a  $550^\circ\text{C}$  e então temperadas. Esse mesmo ciclo é repetido com todas as três taxas de resfriamento diferentes (5, 10 e  $15^\circ\text{C/s}$ ).



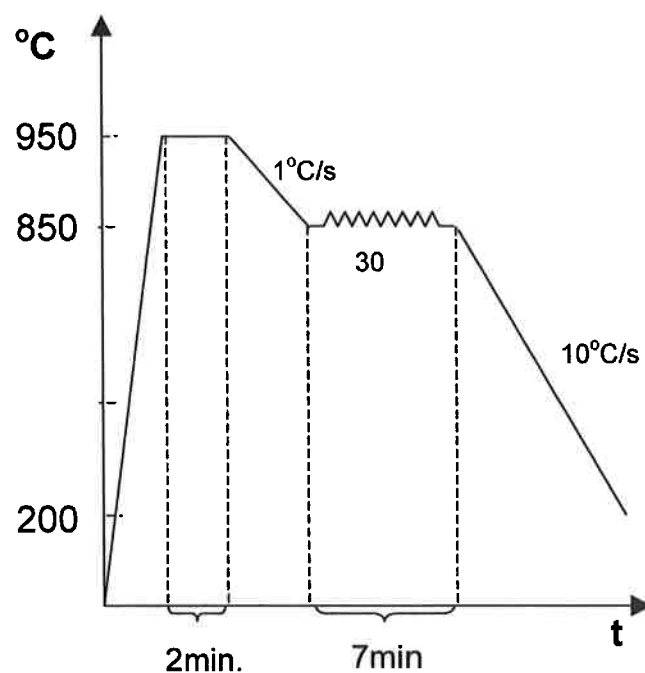
**Figura 19:** Ciclo 2 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro

A **Figura 20** é a representação de outro ciclo, também usado na tentativa de simulação da laminação industrial no dilatômetro. As amostras são temperadas antes de serem submetidas ao ciclo térmico. Esse é um processo de normalização, com o objetivo de obter uma estrutura mais homogênea nas amostras. Essa é a única diferença entre esse ciclo – chamado de quench+1 – e o ciclo 1.



**Figura 20:** Ciclo quench+1 - representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.

No ciclo 3 (**Figura 21**), após a deformação, as amostras são resfriadas continuamente até 200°C com uma taxa de 10°C/s. Os testes foram realizados com 0 e 30% de deformação.

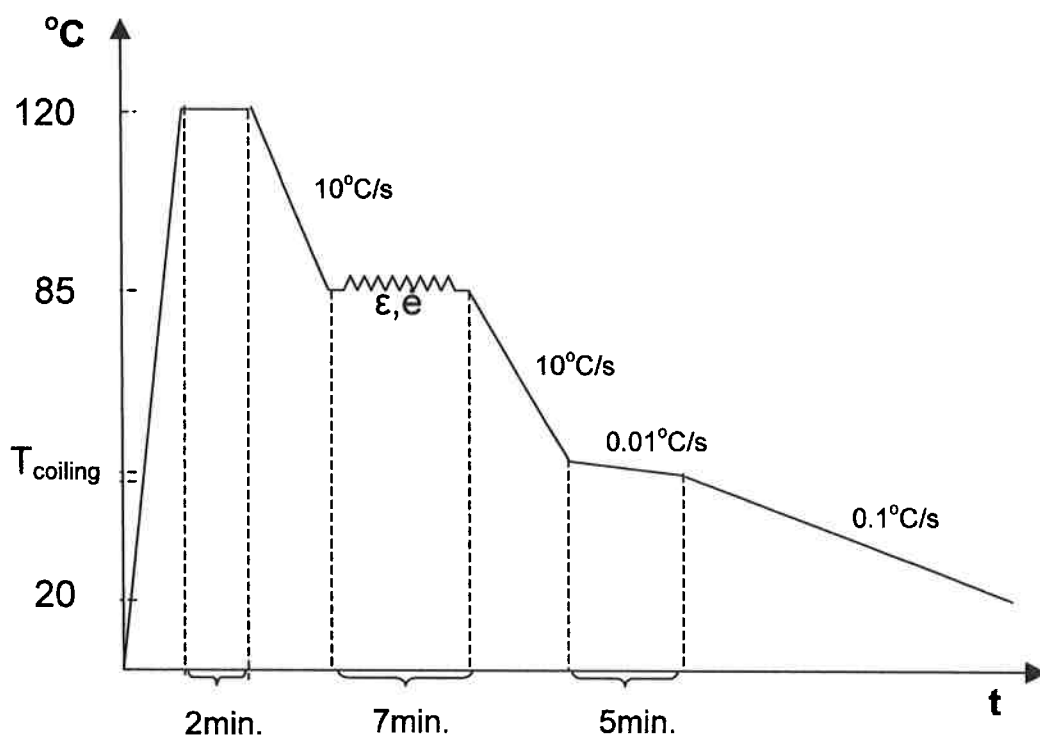


**Figura 21:** Ciclo 3 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro

Já no ciclo 4 (**Figura 22**) os corpos de prova são autenitizados a 1200°C. Após 2 minutos de encharque, eles são resfriados com uma taxa dez vezes maior que a usada nos ciclos anteriores (10°C/s) até 850°C, onde ocorre a deformação.

Nos ciclos anteriores, diferentes razões de deformação foram aplicadas (30, 50 e 70%) mas sempre com a mesma taxa de deformação (0.01 s<sup>-1</sup>). Entretanto, no ciclo 4, não só são aplicadas diferentes razões de deformação, como também estas são aplicadas a diferentes taxas. Três razões diferentes de deformação são usadas - 30, 50 e 70% - em conjunto com quatro diferentes taxas: 0.01; 0.10; 1.00 e 10.00 s<sup>-1</sup>.

Feita a compressão, as amostras podem ser resfriadas a cinco temperaturas distintas (500, 550, 600, 640 e 680°C), usando uma taxa de 10°C/s. Finalmente, elas são submetidas à etapa quasi-isotérmica e resfriadas lentamente até 200°C.



**Figura 22:** Ciclo 4 – representação esquemática do programa experimental usado no dilatômetro.

Todos os testes realizados estão resumidos nas **Tabela 6** e **Tabela 7**.

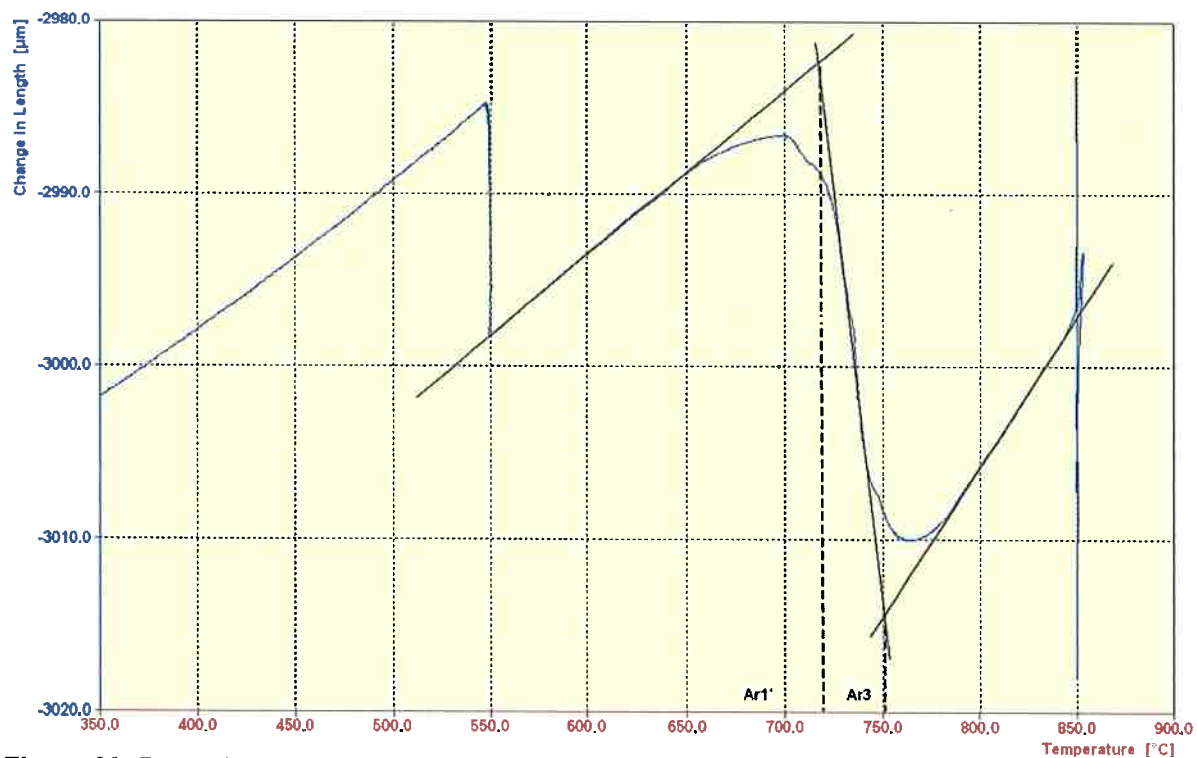
As temperaturas nas quais a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  começa ( $Ar_3$ ) e aparentemente termina ( $Ar_1^*$ ) assim como o tempo para atingir 95% da transformação durante o período isotérmico ( $t$ ), são estimados a partir das curvas de dilatação versus temperatura, obtidas durante o resfriamento das amostras. Um exemplo dessas curvas pode ser visto respectivamente nas **Figura 23** e **Figura 24**.

**Tabela 6 – Testes Realizados (A563)**

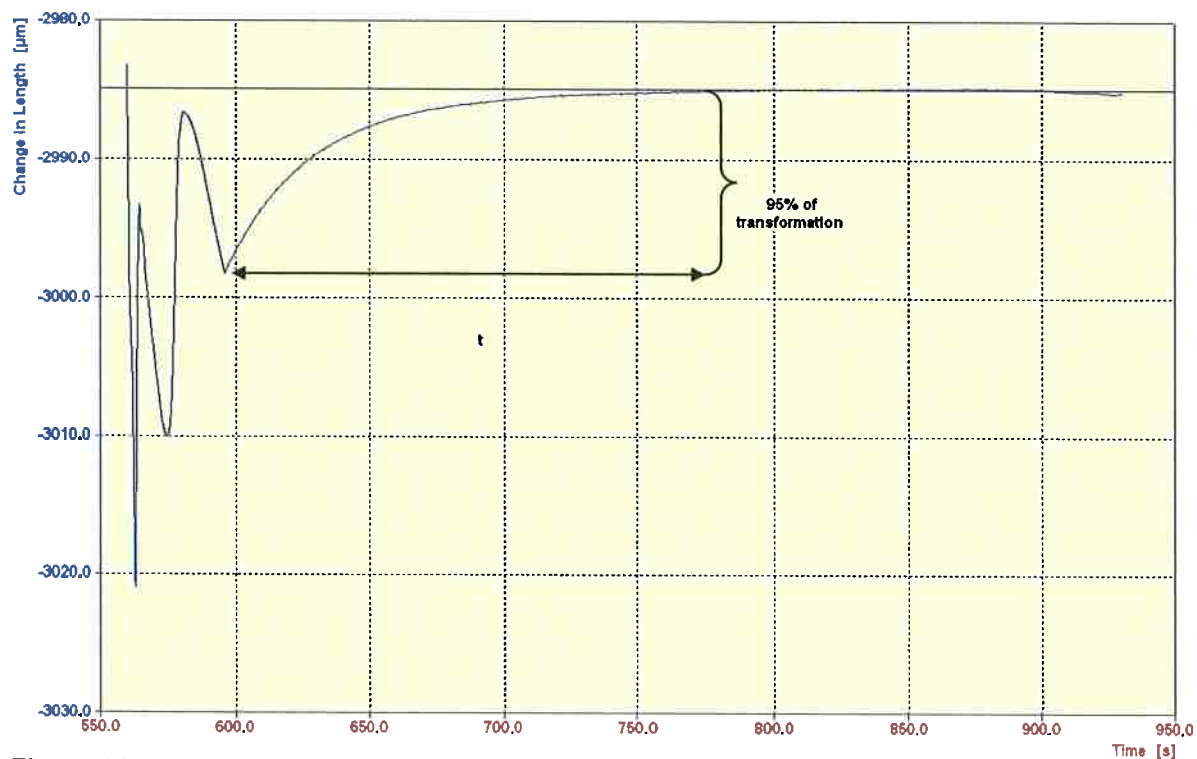
Material	Ciclo	Razão de Deformação (%)	Taxa de deformação (s <sup>-1</sup> )	Taxa de Resfriamento (K/s)	Tbabinamento (°C)
A563	1	30%	0,01	5	550
				10	550
				15	550
	2	30%	0,01	5	550
				10	550
					550
				15	550
	Quench+1	30%	0,01	10	550
					550
					550
					550
	4	0%	0,00	10	550
		30%	0,01	10	550
					550
			0,10	10	550
					550
			1,00	10	500
					500
					550
					550
					580
					580
					600
					600
					640
					640
					680
					680
		50%	10,00	10	550
					550
			0,01	10	550
					550
		70%	1,00	10	550
					550

**Tabela 7 – Testes Realizados (A580)**

Material	Ciclo	Razão de Deformação (%)	Taxa de Deformação (s <sup>-1</sup> )	Taxa de Resfriamento (K/s)	Tbobinamento (°C)
A580	1	0%	0,00	10	550
		30%	0,01	5	450
				10	450
				15	450
				5	500
				10	500
				15	500
				5	600
				10	600
				15	600
				5	650
				10	650
				15	650
				5	550
				10	550
				15	550
		50%	0,01	10	550
		70%	0,01	10	550
	2	30%	0,01	10	550
					650
		50%	0,01	10	550
		70%	0,01	10	550
	3	0%	0,00	10	200
		30%	0,01	10	200
	4	0%	0,00	10	550
		30%	0,01	10	550
					550
					550
					550
					550
					550
			0,10	10	550
					550
			1,00	10	550
					550
			10,00	10	550
					550
		50%	0,01	10	550
		70%	1,00	10	550
					550



**Figura 23:** Procedimento usado para determinação das temperaturas  $\text{Ar}_1'$  e  $\text{Ar}_3$ . A563, Ciclo1; 30% de deformação; 10 $^{\circ}\text{C/s}$  a 550 $^{\circ}\text{C}$  e resfriada lentamente até 200 $^{\circ}\text{C}$ . Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA 9.0).



**Figura 24:** Procedimento usado na determinação do tempo em que 95% da transformação ocorre. A563, Ciclo1; 30% de deformação; resfriado a 10 $^{\circ}\text{C/s}$  a 550 $^{\circ}\text{C}$  e resfriada lentamente a 200 $^{\circ}\text{C}$ . Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA 9.0)



### **6.1.3. Preparação Metalográfica**

As amostras são seccionadas, embutidas e preparadas para inspeção metalográfica através do uso das técnicas convencionais. As micrografias obtidas são ao longo do eixo de compressão.

Primeiramente, as amostras são atacadas com Nital 2%. Como esse ataque revela principalmente os contornos de grão, outros ataques como Le Pera e Klemm são também utilizados para revelar a presença de diferentes fases. As micrografias obtidas são apresentadas no item **6.2.2. Análise Metalográfica**.

Além da análise metalográfica, as amostras foram também submetidas a ensaios de dureza.

### **6.1.4. Ensaios de Dureza**

A micro dureza é medida para todas as amostras no equipamento Reichert Polyvar 2 MET com o indentedor MD 4000V (Nr. 84226), usando um peso de 200g . As endentações, bem como as medidas, são feitas de forma automática.

Em cada amostra, a dureza é medida em duas direções diferentes: a longitudinal, e a transversal. A direção longitudinal corresponde à direção de laminação ou, no caso de testes de dilatometria, à direção do eixo no qual é aplicada a compressão. Já a direção transversal é a mesma da direção da placa (no caso da laminação a quente), ou, no caso dos teste em dilatômetro, a mesma direção do raio da amostra.

É importante lembrar que todas as medidas de dureza são feitas na região central das amostras do dilatômetro (o corte das amostras é feito na direção longitudinal).

## 6.2. Resultados

### 6.2.1. Testes do Dilatômetro

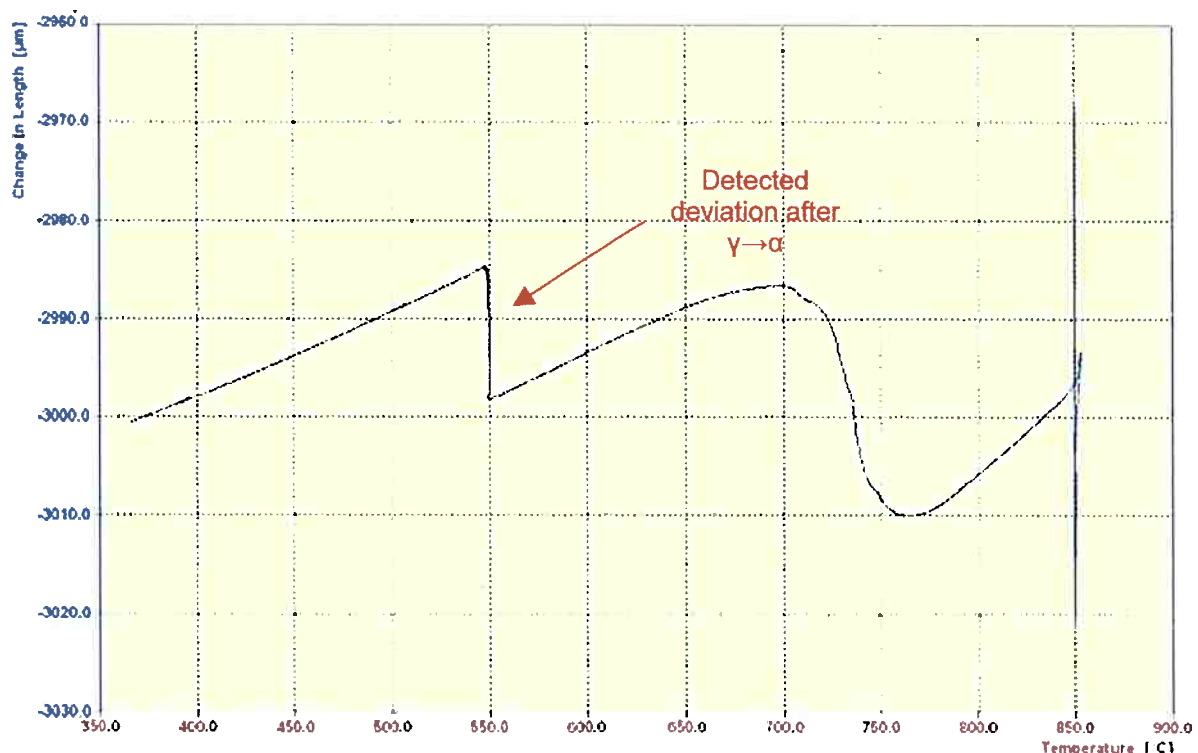
Primeiramente, o ciclo 1 é aplicado com três taxas de resfriamento diferentes (5, 10 e 15 °C/s) para ambos os aços. As curvas de dilatação provenientes do ciclo 1, para as duas composições, e para as diferentes taxas de resfriamento, apresentaram um desvio durante o resfriamento das amostras. Um exemplo desse desvio pode ser visto nas **Figura 25** e **Figura 26**.

Com o objetivo de investigar a natureza desse desvio, o ciclo 2 é aplicado para ambos os aços e também com as três taxas distintas de resfriamento (5, 10 e 15°C/s). Os resultados da inspeção metalográfica feita serão apresentados no próximo capítulo (**6.2.2.Análise Metalográfica**). Aparentemente, esse desvio se deve a uma transformação de fase que ocorre posteriormente à transformação da austenita em ferrita.

Durante o resfriamento rápido a decomposição  $\gamma \rightarrow \alpha$  não está completa, há ainda alguma fração de austenita remanescente. A austenita não transformada provavelmente se decompõe em ferrita mais carbonetos quando a etapa quasi-isotérmica tem início. Essa transformação é detectada na forma de uma segunda dilatação, originando o desvio observado nas curvas de dilatação.

Assim como o ciclo 1, o ciclo 4 tem como principal intuito simular a laminação a quente industrial. As amostras submetidas ao ciclo 4 também apresentaram desvio em todas as curvas de dilatação obtidas, para ambos os aços.

Entretanto, as curvas de dilatação resultantes dos testes com o novo ciclo, apresentaram algumas divergências em relação às anteriores. Se comparadas as curvas dos ciclos 1 e 4, nas quais os mesmos parâmetros de deformação foram aplicados (**Figura 25** e **Figura 27**), é possível constatar que as curvas do ciclo 4 estão deslocadas na direção de temperaturas mais baixas em relação às curvas do ciclo 1. Esse comportamento é comum para os dois aços estudados.



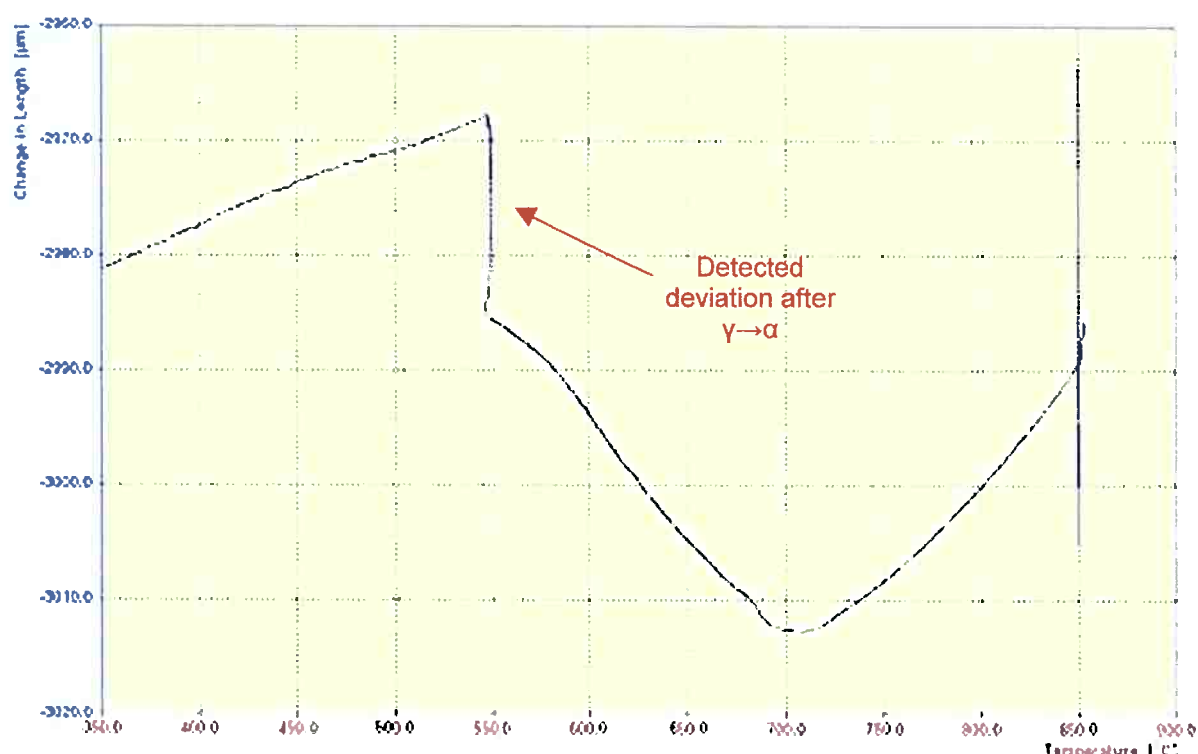
**Figura 25:** A563. Curva da mudança de comprimento versus temperatura durante o resfriamento rápido. Ciclo1; 30% de deformação ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ;  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  e resfriamento lento a  $200^\circ\text{C}$ ). Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0).



**Figura 26:** A580. Curva da mudança de comprimento versus temperatura durante o resfriamento rápido. Ciclo1; 30% de deformação ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ;  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  e resfriamento lento a  $200^\circ\text{C}$ ). Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0).

Esse deslocamento pode ser melhor observado na **Figura 28**. Nela são plotadas, em conjunto, algumas das curvas dos testes feitos com o ciclo 4 (A563) e um dos resultados obtidos com o ciclo 1 - usando-se mesmo material e mesmo parâmetro de deformação (30% e  $0.01\text{s}^{-1}$ ).

Portanto, para o A563 e o A580, o início da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  é retardado quando o ciclo 4 é aplicado, tendo início a temperaturas mais baixas. Isso se deve, principalmente, à maior temperatura de austenitização ( $1200^\circ\text{C}$ ) usada no ciclo 4.



**Figura 27:** A563. Curva da mudança de comprimento versus temperatura durante o resfriamento rápido. Ciclo4; 30% de deformação ( $0.01\text{s}^{-1}$ ;  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  e resfriamento lento a  $200^\circ\text{C}$ ). Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0).

Pela **Figura 28** também é possível afirmar que os testes realizados com o ciclo 4 e taxas maiores que  $0.01\text{s}^{-1}$ , apresentam resultados similares quando suas curvas de dilatação são comparadas entre si. Enquanto que, quando essas curvas são comparadas com testes feitos com  $0.01\text{s}^{-1}$  elas apresentam menor temperatura  $A_{r3}$ .

Para investigar mais a fundo essa segunda dilatação, diferentes temperaturas de bobinamento ( $T_{\text{bobinamento}}$ ) também são usadas em testes feitos com o ciclo 1 e o aço A580 (450, 500, 550, 600 e  $650^\circ\text{C}$ ). Algo similar também é feito para o grau A563 com o ciclo 4 (500, 550, 580, 600, 640 e  $680^\circ\text{C}$ ). A segunda dilatação é detectada em todos os testes realizados.



Cycle1; 30% of deformation (0.01 s<sup>-1</sup>; cooling 10°C/s to 550°C and slow cooled to 200°C)  
 Cycle4; 0% of deformation (cooling 10°C/s to 550°C and slow cooled to 200°C)  
 Cycle4; 30% of deformation (0.01 s<sup>-1</sup>; cooling 10°C/s to 550°C and slow cooled to 200°C)  
 Cycle4; 30% of deformation (0.10 s<sup>-1</sup>; cooling 10°C/s to 550°C and slow cooled to 200°C)  
 Cycle4; 30% of deformation (1.00 s<sup>-1</sup>; cooling 10°C/s to 550°C and slow cooled to 200°C)  
 Cycle4; 30% of deformation (10.00 s<sup>-1</sup>; cooling 10°C/s to 550°C and slow cooled to 200°C)

**Figura 28:** A563. Mudança de comprimento versus temperatura. Software do dilatômetro Bähr (DIL805 WinTA9.0).

As temperaturas estimadas de início ( $Ar_3$ ) e aparente fim ( $Ar_1^*$ ) da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  são apresentadas na **Tabela 8** e **Tabela 9**. Nelas também são apresentados o tempo para que 95% da transformação esteja ( $t$ ) e a diferença entre as temperaturas medidas pelos termopares ( $\Delta T$ ).

Como se pode observar, as medidas de T1 e T2 para o início da transformação ( $Ar_3$ ) e aparente fim desta ( $Ar_1^*$ ) diferem, na maioria das vezes, uma da outra.

Teoricamente, nenhuma diferença deveria ser detectada entre essas medidas e nem entre as medidas dos experimentos feitos com os ciclos 1 e 2 e entre as dos experimentos feitos com o ciclo 4. Isso por que as temperaturas  $Ar_3$  e  $Ar_1^*$  estão acima da etapa quasi-isotérmica.

Essas diferenças podem ser parcialmente atribuídas à posição em que os termopares foram soldados. O termopar 1 (T1) é sempre soldado na região central da amostra, enquanto que o termopar 2 (T2) é soldado sempre em uma de suas extremidades. As extremidades das amostras resfriam mais rapidamente que o seu centro. Já era, portanto, esperado que as temperaturas T2 fossem mais baixas em relação a T1.

Folhas de molibdênio (0,10mm de espessura) foram coladas em ambas as extremidades das amostras. Isso é feito na tentativa de melhorar a condutividade térmica e diminuir diferença entre T1 e T2. Entretanto, em alguns casos, essa medida não foi suficiente já que, muitas vezes, o  $\Delta T$  medido é muito alto, alcançando, em alguns casos, mais de 100 °C.

A influência de diferentes parâmetros sobre não só a microestrutura e propriedades finais como também sobre a transformação da austenita em ferrita foram estudadas. Testes são realizados variando-se diferentes parâmetros. Os parâmetros analisados foram: razão de deformação, taxa de deformação, taxa de resfriamento e temperatura de bobinamento.

Entretanto, antes dessa análise, é importante ressaltar os critérios usados nos cálculos de médias e desvios padrões.

Para a temperatura  $Ar_3$ , todos os cálculos de média aritmética feitos levaram em conta os dados medidos pelo termopar 2 (T2). Isso deve-se ao fato de que as regiões onde as temperaturas mais baixas são registradas são as últimas nas quais a transformação tem início pois as zonas mais frias são as últimas a sofrerem a transformação austenita-ferrita. Como as temperaturas T2 registradas são as menores, elas são as mais apropriadas para caracterizar o comportamento de início da transformação (temperatura  $Ar_3$ ).

Já no caso da temperatura  $Ar_1^*$  o raciocínio é feito de maneira contrária. As regiões mais quentes são as últimas em que ocorre o fim – aparente – da transformação. Portanto, quantitativamente, é mais aconselhável o uso das maiores temperaturas registradas – caso do termopar 1 (T1) – para análise da temperatura  $Ar_1^*$ .

**Tabela 8 – Resultados Dilatômetro (A563)**

Material	Ciclo	Razão de def. (%)	Taxa de def. (s <sup>-1</sup> )	Taxa de resfriamento (K/s)	Tbobina (°C)	ΔT (°C)	Ar <sub>3</sub> (°C)		Ar <sub>1</sub> * (°C)		t (s)
							T1	T2	T1	T2	
A563	1	30%	0,01	5	550	3	745	752	703	686	198
				10	550	35	756	753	712	690	215
				15	550	7	723	727	686	674	220
	2	30%	0,01	5	550	9	755	749	713	691	0
				10	550	3	731	736	688	687	0
					550	35	730	721	680	651	0
				15	550	34	738	741	716	667	0
					550	48	746	722	702	626	0
	Quench+1	30%	0,01	10	550	94	752	-	704	-	104
					550	35	760	753	698	686	144
					550	2	717	725	667	656	133
					550	18	748	743	699	669	130
	4	0%	0	10	550	39	605	587	553	550	165
					550	10	614	622	548	545	237
		30%	0,01	10	550	27	706	714	-	-	-
					550	80	727	690	565	534	-
					550	14	709	713	552	561	168
			0,1	10	550	15	643	643	553	554	159
					550	1	621	626	550	550	163
			1	10	500	66	652	641	543	537	163
					550	115	644	628	558	548	234
					550	89	641	636	558	554	232
					580	113	654	633	579	578	194
					580	67	633	609	580	581	202
					600	111	644	613	600	543	156
					600	125	651	642	600	600	148
					640	75	675	660	640	630	183
					640	37	*	*	*	*	276
					680	69	*	*	*	*	190
					680	94	*	*	*	*	145
			10	10	550	19	623	618	557	550	180
					550	100	644	577	559	550	149
					550	70	634	590	561	515	99
		50%	0,01	10	550	6	656	683	550	567	48
					550	11	745	746	630	639	249
			1	10	550	9	650	618	550	583	271
					550	65	652	662	550	550	187
		70%	1	10	550	84	684	691	550	550	
					550	94	681	669	561	557	189

ΔT= diferença de temperatura entre o termopar 1 e o 2, antes do início da transformação γ→α;

T1= termopar 1; T2= termopar 2;

Ar<sub>3</sub>= temperatura de início da formação de ferrita pró-eutetóide; Ar<sub>1</sub>\*= temperatura do aparente fim da transformação; t = tempo para que 95% da transformação esteja completa.

\*reação isotérmica ocorre na temperatura de bobinamento T<sub>bobina</sub>.



**Tabela 9 – Resultados Dilatômetro (A580)**

Material	Ciclo	Razão de def. (%)	Taxa de def. (s <sup>-1</sup> )	Taxa de resfriamento (K/s)	Tbobina (°C)	ΔT (°C)	Ar <sub>3</sub> (°C)		Ar <sub>1</sub> * (°C)		t (s)
							T1	T2	T1	T2	
A580	1	0%	0,00	10	550	2	739	719	674	624	195
		30%	0.01	5	450	144	773	658	722	617	201
				10	450	42	767	737	710	678	225
				15	450	58	757	723	696	657	224
				5	500	-	772	-	721	-	232
				10	500	26	762	744	707	681	171
				15	500	32	757	734	687	665	230
				5	600	34	771	744	722	685	215
				10	600	35	760	731	706	671	233
				15	600	39	760	735	684	661	204
				5	650	6	755	752	712	692	184
				10	650	44	760	728	711	668	175
				15	650	0	745	745	677	679	179
				5	550	70	778	724	720	663	251
				10	550	10	738	745	680	678	269
				15	550	4	738	742	657	645	86
		50%	0,01	10	550	44	703	738	645	693	258
		70%	0,01		550	18	747	750	704	723	262
	2	30%	0.01	10	550	119	764	673	694	606	1
					650	85	765	701	702	647	1
		50%	0,01	10	550	19	750	742	712	691	2
		70%	0,01		550	27	761	754	711	709	1
	4	0%	0.00	10	550	117	652	563	567	554	231
					550	27	642	636	575	547	222
		30%	0.01	10	550	15	719	720	588	585	166
					550	17	706	708	584	571	157
					550	20	708	695	583	568	135
					550	13	700	697	594	586	42
					550	64	712	676	588	544	243
					550	58	656	630	587	550	143
			0.10	10	550	54	653	610	586	557	99
					550	55	659	652	586	561	103
			1.00	10	550	28	598	632	550	535	77
					550	13	642	661	558	572	146
			10.00	10	550	25	638	665	577	520	191
					550	20	645	659	582	578	128
		50%	0.01	10	550	1	680	699	576	574	231
					550	14	721	712	599	560	231
		70%	1.00	10	550	28	670	677	561	550	108
					550	17	687	677	572	575	108

ΔT= diferença de temperatura entre o termopar 1 e o 2, antes do início da transformação γ→α;

T1= termopar 1; T2= termopar 2;

Ar<sub>3</sub>= temperatura de início da formação de ferrita pró-eutetóide; Ar<sub>1</sub>\*= temperatura do aparente fim da transformação; t = tempo para que 95% da transformação esteja completa.

\*reação isotérmica ocorre na temperatura de bobinamento T<sub>bobina</sub>.



A influência da taxa de resfriamento na  $Ar_3$  e  $Ar_1^*$  é apresentada na **Tabela 10**. As amostras foram submetidas ao ciclo 1, com 30% de deformação,  $0.01\text{ s}^{-1}$  e resfriadas a  $550^\circ\text{C}$ . São usadas três taxas diferentes de resfriamento (5, 10 e  $15^\circ\text{C/s}$ ), para ambos os aços.

**Tabela 10** – Média das Temperaturas de Transformação –  
Ciclo 1 (30% de deformação;  $0.01\text{ s}^{-1}$ ,  $550^\circ\text{C}$ )

		$Ar_3\ (^{\circ}\text{C})$	$Ar_1^*\ (^{\circ}\text{C})$
<b>A563</b>	<b>5(<math>^{\circ}\text{C/s}</math>)</b>	751 $\pm$ 2	708 $\pm$ 5
	<b>10(<math>^{\circ}\text{C/s}</math>)</b>	737 $\pm$ 13	693 $\pm$ 14
	<b>15(<math>^{\circ}\text{C/s}</math>)</b>	730 $\pm$ 8	701 $\pm$ 12
<b>A580</b>	<b>5(<math>^{\circ}\text{C/s}</math>)</b>	739 $\pm$ 15	720 $\pm$ 4
	<b>10(<math>^{\circ}\text{C/s}</math>)</b>	737 $\pm$ 7	703 $\pm$ 12
	<b>15(<math>^{\circ}\text{C/s}</math>)</b>	736 $\pm$ 8	680 $\pm$ 13

Os resultados mostram que, para o A563, é registrado um leve decréscimo na  $Ar_3$  a medida em que a taxa de resfriamento aumenta. Provavelmente, com um resfriamento mais rápido, o tempo disponível para a difusão dos átomos é menor e, portanto, o início da reação é retardado, ocorrendo a temperaturas mais baixas.

Por outro lado, para o aço A580, a tendência de variação de  $Ar_3$  com o aumento na taxa de resfriamento não está claro devido à proximidade dos valores obtidos.

Quanto à influência da taxa de resfriamento sobre a temperatura de aparente fim da transformação ( $Ar_1^*$ ), nenhuma relação pode ser feita para o caso do A563. Uma queda nas temperaturas  $Ar_1^*$  - com um aumento da taxa de resfriamento - também era esperada, mas essa tendência não foi detectada.

Já no caso A580, essa queda é mais visível. Na proporção em que a taxa de resfriamento sobe, uma queda na temperatura  $Ar_1^*$  pode ser claramente observada.

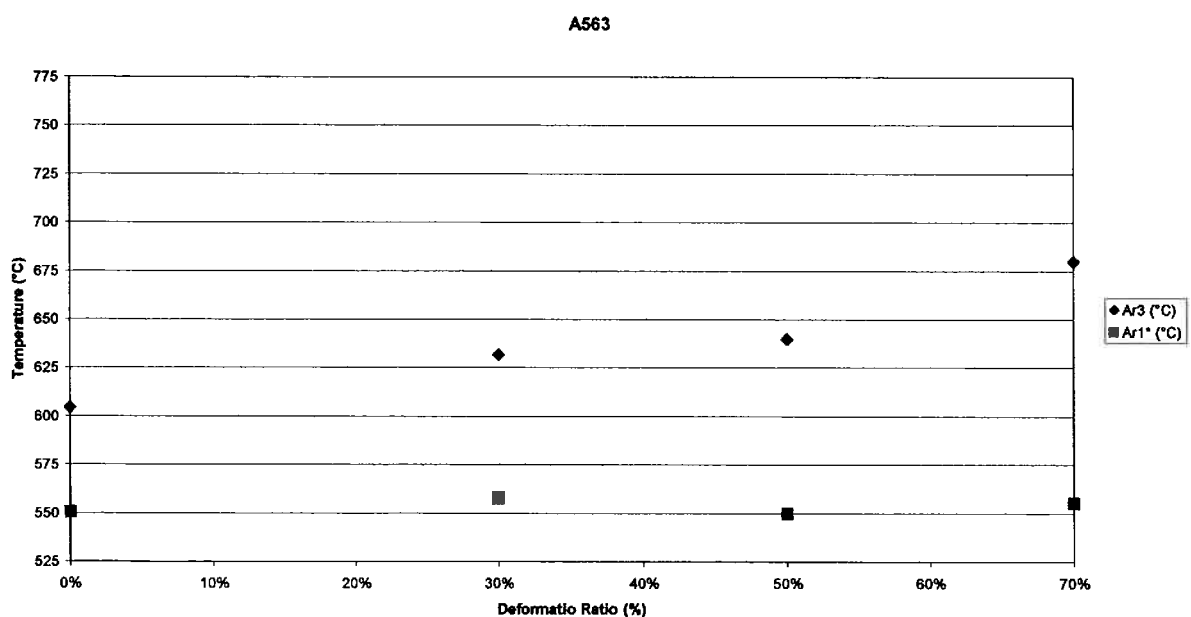
A Tabela 11, Figura 29 e Figura 30 mostram a influência da razão de deformação sobre a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ . As amostras, nesse caso, foram submetidas ao ciclo 4; a deformação é aplicada com taxa de  $1.00\text{s}^{-1}$ .

**Tabela 11** – Médias das Temperaturas de Transformação –  
Ciclo 4 ( $1200^\circ\text{C}/550^\circ\text{C}$ ,  $10^\circ\text{C/s}$ ;  $1.00\text{ s}^{-1}$ )

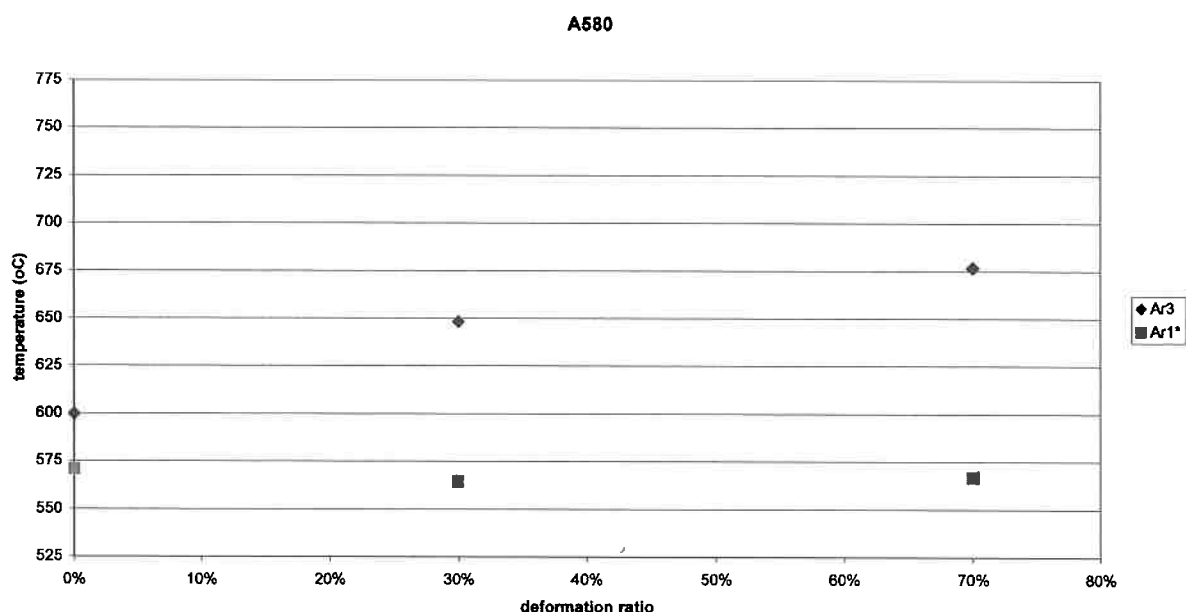
		$Ar_3$ ( $^\circ\text{C}$ )	$Ar_1^*$ ( $^\circ\text{C}$ )
<b>A563</b>	<b>0%</b>	$605 \pm 18$	$551 \pm 3$
	<b>30%</b>	$632 \pm 4$	$558 \pm 0$
	<b>50%</b>	$640 \pm 22$	$550 \pm 0$
	<b>70%</b>	$680 \pm 11$	$556 \pm 6$
<b>A580</b>	<b>0%</b>	$600 \pm 37$	$571 \pm 4$
	<b>30%</b>	$648 \pm 12$	$564 \pm 15$
	<b>70%</b>	$677 \pm 0$	$567 \pm 6$

Os dados mostram - para ambos os aços - um aumento na temperatura  $Ar_3$  a medida em que valores mais elevados de deformação são aplicados aos corpos de prova. Uma maior deformação faz com que o número de sítios disponíveis para nucleação de ferrita aumentem, pois os grãos adquirem uma forma mais achatada, tendo maior superfície de contato. A disponibilidade de maior número de locais para nucleação faz com que a energia disponível para o início da transformação seja maior. A reação, portanto, passa a ocorrer antes, a temperaturas mais altas.

Quanto à temperatura  $Ar_1^*$ , nenhuma variação significativa é observada com a variação da razão de deformação.



**Figura 29:** A563. Valores médios de  $Ar_3$  e  $Ar_1^*$  versus razão de deformação. Ciclo 4:  $1200^\circ\text{C}$ ;  $1.00\text{ s}^{-1}$ ;  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).



**Figura 30:** A580. Valores médios de  $Ar_3$  e  $Ar_1^*$  versus razão de deformação. Ciclo 4: 1200°C; 1.00 s<sup>-1</sup>; 10°C/s a 550°C seguido de resfriamento lento (200°C).

O uso de diferentes taxas de deformação e sua influência sobre as temperaturas de transformação foram analisados para corpos de prova testados com o ciclo 4 e 30% de deformação. Os resultados são apresentados na **Tabela 12**, **Figura 31** e **Figura 32**.

**Tabela 12 – Médias das Temperaturas de Transformação –**  
Ciclo 4 (1200°C, 30% def., 10°C/s a 550°C)

		$Ar_3$ (°C)	$Ar_1^*$ (°C)
<b>A563</b>	<b>0 s<sup>-1</sup></b>	605±18	551±3
	<b>0.01 s<sup>-1</sup></b>	706±11	559±7
	<b>0.1 0 s<sup>-1</sup></b>	635±9	552±2
	<b>1.00 s<sup>-1</sup></b>	632±4	558±0
	<b>10.00 s<sup>-1</sup></b>	595±17	559±2
<b>A580</b>	<b>0 s<sup>-1</sup></b>	600±37	571±4
	<b>0.01 s<sup>-1</sup></b>	700±15	587±4
	<b>0.1 0s<sup>-1</sup></b>	620±10	587±1
	<b>1.00 s<sup>-1</sup></b>	648±12	565±15
	<b>10.00 s<sup>-1</sup></b>	662±3	580±4

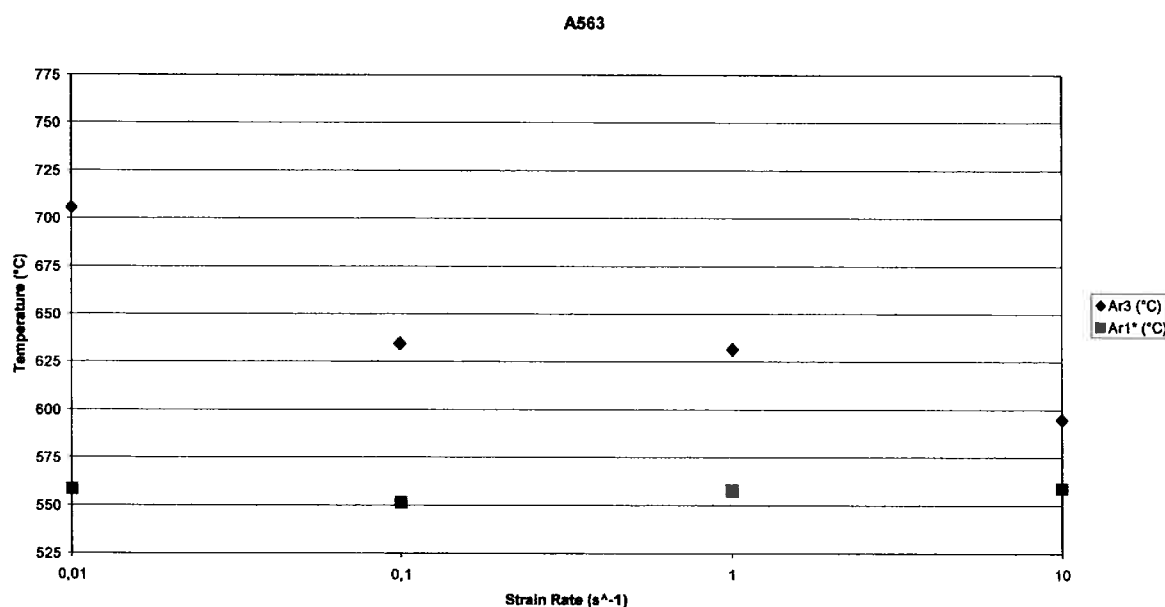
A mesma tendência é notada para as diferentes composições estudadas. Como esperado, a temperatura  $Ar_3$  apresenta um aumento quando a deformação é aplicada com 0.01s<sup>-1</sup>. Isso se deve ao aumento no número de locais de nucleação da ferrita, antecipando, dessa forma, o início da transformação.

Por outro lado, um aumento da temperatura  $Ar_3$  também era esperado quando maiores taxas de deformação fossem aplicadas, e, entretanto, esse não é o caso. Os resultados mostram uma queda na temperatura  $Ar_3$  quando a deformação é aplicada com taxa de  $0.10s^{-1}$ . Posteriormente, quando a taxa de  $1.00s^{-1}$  é usada, a temperatura parece ser constante.

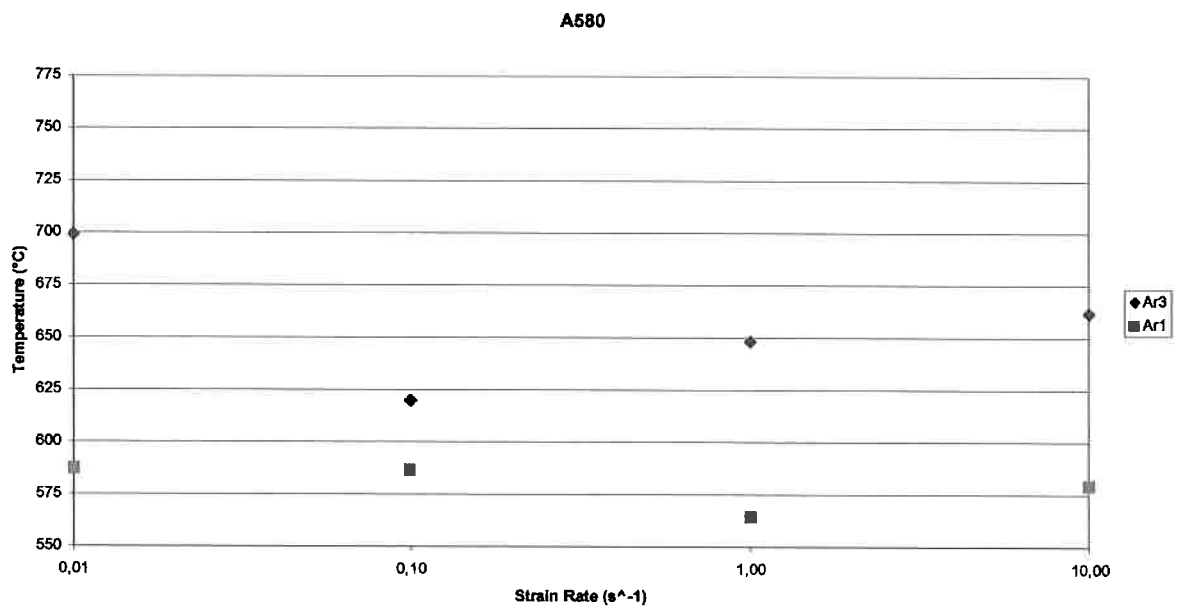
A tendência de variação da  $Ar_3$ , quando a taxa de  $10.00s^{-1}$  é aplicada, não fica clara para o aço A563, devido ao alto desvio padrão dos valores obtidos. O mesmo ocorre no caso do A580, pela análise dos desvios padrões, as temperaturas, podem aumentar ou permanecer constantes.

Esperava-se que o aumento da taxa de deformação fosse acompanhado por um aumento da  $Ar_3$  ou ao menos que esta se mantivesse constante. Deformações aplicadas com maiores taxas deveriam implicar na produção de grãos menores e achatados e, como consequência, em mais sítios de nucleação.

Dessa maneira, teria-se maiores valores de  $Ar_3$ , e o início da transformação seria acelerado. Uma explicação, portanto, para tal comportamento ainda não pode ser encontrada.



**Figura 31:** A563. Valores médios de  $Ar_3$  e  $Ar_1^*$  versus taxa de deformação. Ciclo 4: 30%; resfriamento rápido  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).



**Figura 32:** A580. Valores médios de Ar<sub>3</sub> e Ar<sub>1</sub>\*versus taxa de deformação. Ciclo 4: 30%; resfriamento rápido 10°C/s a 550°C seguido de resfriamento lento (200°C).

Quando diferentes temperaturas de bobinamento são usadas pode-se constatar que, em ambos os aços, a medida em que a temperatura de bobinamento é aumentada, a segunda dilatação – ou reação isotérmica – é deslocada para temperaturas também mais altas, suprimindo, dessa forma, o início e aparente fim da transformação da austenita em ferrita.

As variações de parâmetros testados podem ser mais bem estudadas em termos de análise metalográfica, apresentada no capítulo que se segue.

### 6.2.2. Análise Metalográfica

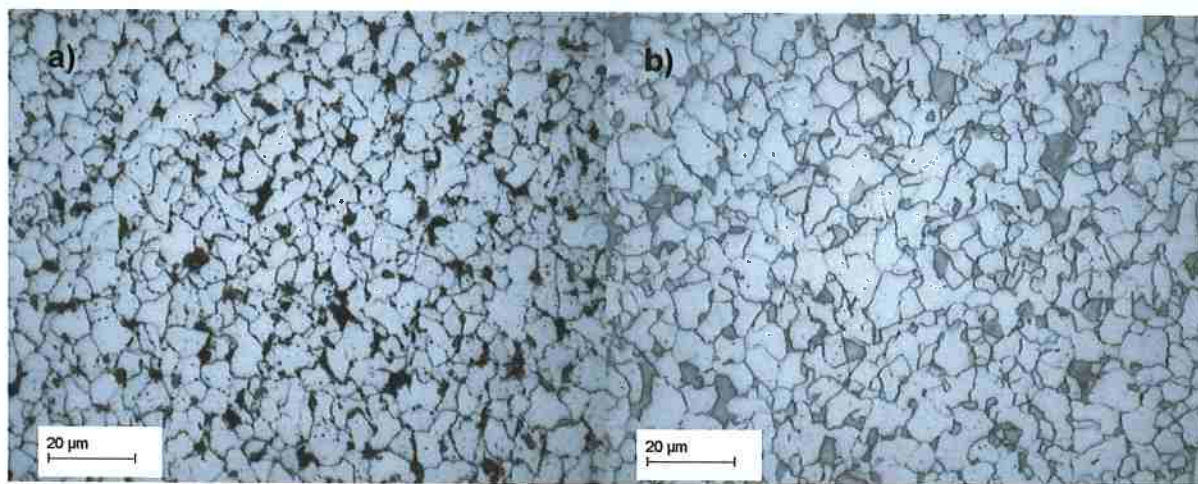
Análises metalográficas são realizadas em todos os corpos de prova para investigar se a laminação a quente pode ser simuladas através do dilatômetro, e também para estudar a natureza dos desvios nas curvas de dilatação detectados durante os experimentos.

Abaixo são apresentadas algumas das micrografias feitas. As que não forem apresentadas neste capítulo podem ser encontradas no capítulo **9.Anexo**.

Amostras dos ciclos 1 e 2 apresentaram homogeneidade em ambas as composições, nas direções longitudinal e transversal.

Após ser atacada com Nital 2%, a amostra do A563 submetida ao ciclo 1 – representada pela **Figura 33 a)** – apresenta uma diferença significativa em relação ao experimento de laminação a quente realizado em laboratório (**Figura 8 e Figura 9**), já descrito neste trabalho .

O corpo de prova laminado em laboratório apresenta grãos menores e mais achatados em relação ao ciclo 1, que apresenta grãos maiores e mais equiaxiais. A amostra laminada também apresenta micro-constituintes finamente precipitados ao longo de toda a matriz, enquanto a do ciclo 1, apresenta-os maiores e mais concentrados.



**Figura 33:** A563. Nital 2%; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de têmpera.

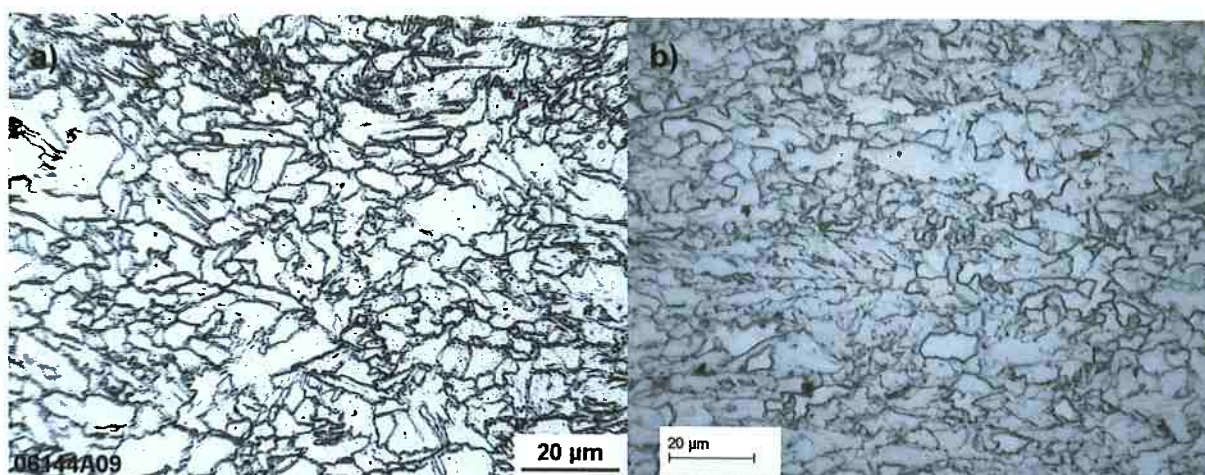
Já para o aço A580, o material de referência (**Figura 34 a) e b)**) apresenta alguma segregação na região central da placa. A microestrutura vista na **Figura 34 a)** é resultado de uma análise previamente feita com o material industrial.

Também nesse aço pode ser observada uma grande diferença entre a microestrutura encontrada no ciclo 1 (**Figura 35 a)**) e o material de referência (**Figura 34**). A mesma morfologia vista nas amostras do A563 é encontrada: grãos equiaxiais com micro-constituintes concentrados, enquanto o material de referência apresenta grãos menores e com formato achatado.

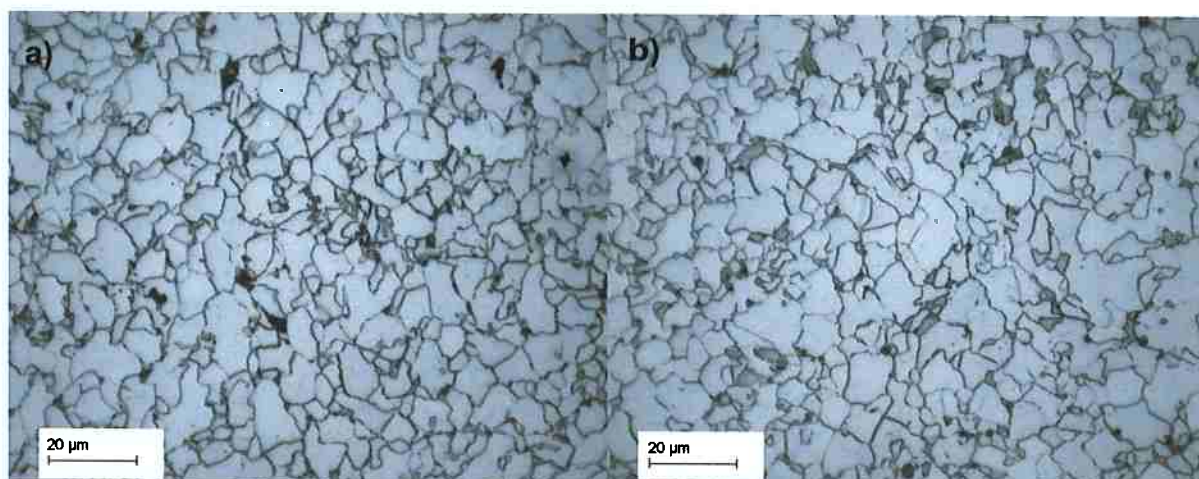
Portanto, pode-se concluir que os experimentos realizados com o ciclo 1 não simulam com sucesso a laminação a quente.

Entretanto, em conjunto com experimentos do ciclo 2 (**Figura 33b)** e **Figura 35 b)**), as amostras do ciclo 1 ajudaram a compreender a natureza dos desvios previamente nas curvas do dilatômetro.





**Figura 34:** A580. Nital 2%; a) Material de referência (espessura final de 18mm); ½ espessura da placa; b). Material de referência; 1/4 da espessura da placa.



**Figura 35:** A580. Nital 2%; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de têmpera.

Os corpos de prova do ciclo 2 de ambos os materiais (**Figura 33b**) e **Figura 35b**) evidenciam que, quando a temperatura de  $550^{\circ}C$  é atingida, ainda existe um teor de austenita não transformada.

Através da comparação das microestruturas do ciclo 1 (**Figura 33a**) e **Figura 34a**) e do ciclo 2 (**Figura 33b**) **Figura 34b**) é possível observar que a distribuição dos micro-constituintes na amostra do ciclo 1 se assemelha à distribuição da fase não transformada presente no corpo de prova do ciclo 2.

Tal fenômeno pode ser visto nas amostras dos dois aços estudados o que reforça a idéia que o desvio nas curvas de dilatação deve-se a uma transformação tardia que envolve a formação de ferrita e a precipitação de carbonetos.

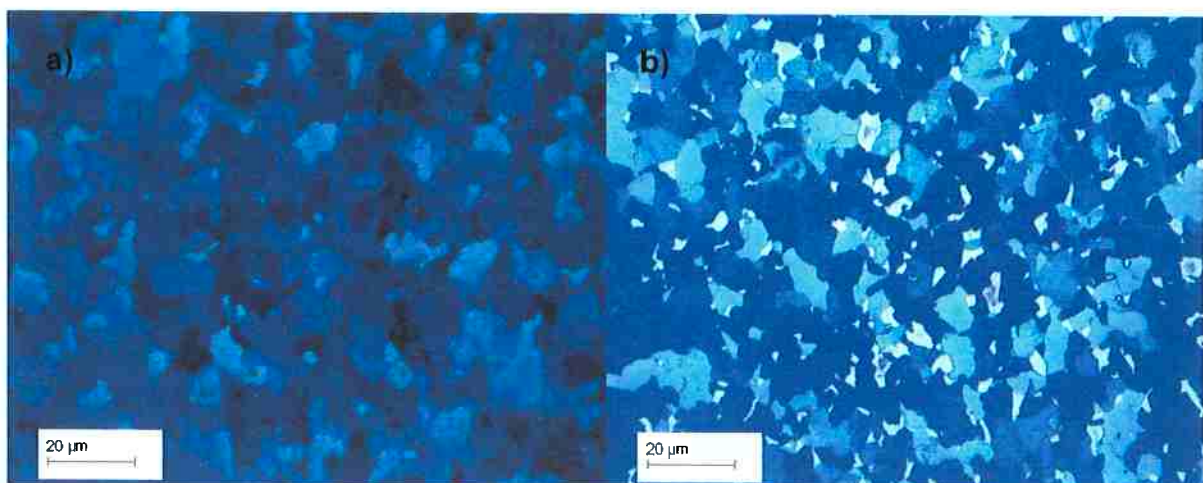
Durante a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ , a austenita é enriquecida com carbono. Aparentemente, quando um certo teor de carbono é atingido, a austenita se torna termodinamicamente estável e, então, a transformação em ferrita cessa na temperatura que aqui foi chamada de temperatura de aparente fim da transformação ( $Ar_1^*$ ).

Quando a etapa de resfriamento quasi-isotérmica é iniciada, a austenita remanescente sofre uma reação eutetóide, decompondo-se em um agregado de ferrita mais carbonetos, resultando na segunda expansão detectada pelo dilatômetro.

A existência dessa fase não transformada é reforçada quando as amostras são atacadas com Klemm. A **Figura 36** e a **Figura 37** mostram os resultados obtidos para as amostras do ciclo 1 (**Figura 36a**) e **Figura 37a**) e 2 (**Figura 36b**) e **Figura 37b**) para as duas composições de aço usadas. A fase branca vista nas microestruturas é martensita e/ou austenita retida.

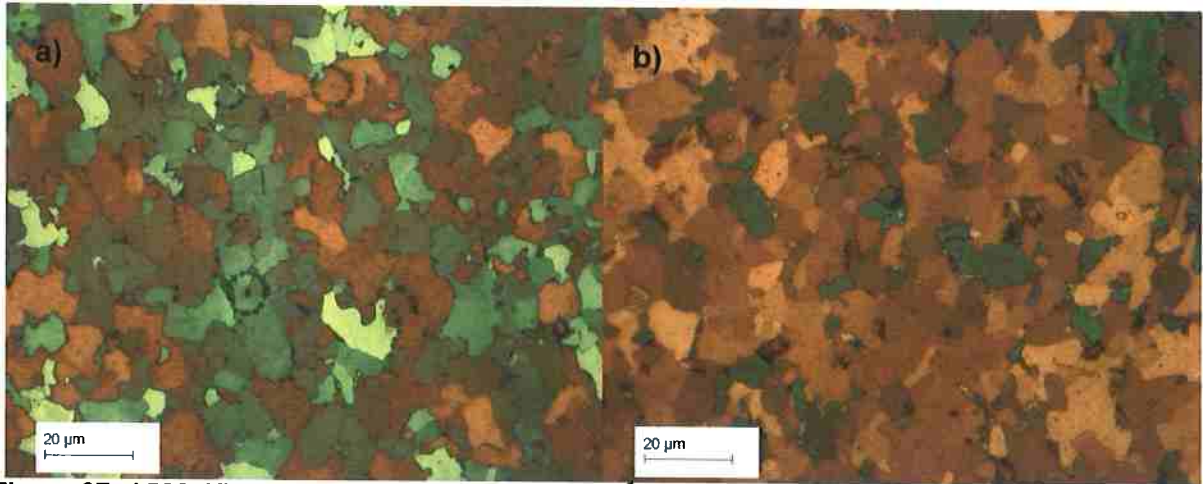
Pode-se observar que as amostras do ciclo 2 (**Figura 36b**) e **Figura 37b**) apresentam essa fase branca, indicando que nem toda a austenita foi transformada após o resfriamento acelerado.

Entretanto, nas **Figura 36 a**) e **Figura 37 a**) do ciclo 1, essa fase já não está presente, o que evidencia que a austenita não transformada durante o resfriamento acelerado se decompõe por completo durante a retenção quasi-isotérmica.



**Figura 36:** A563. Klemm; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de têmpera.

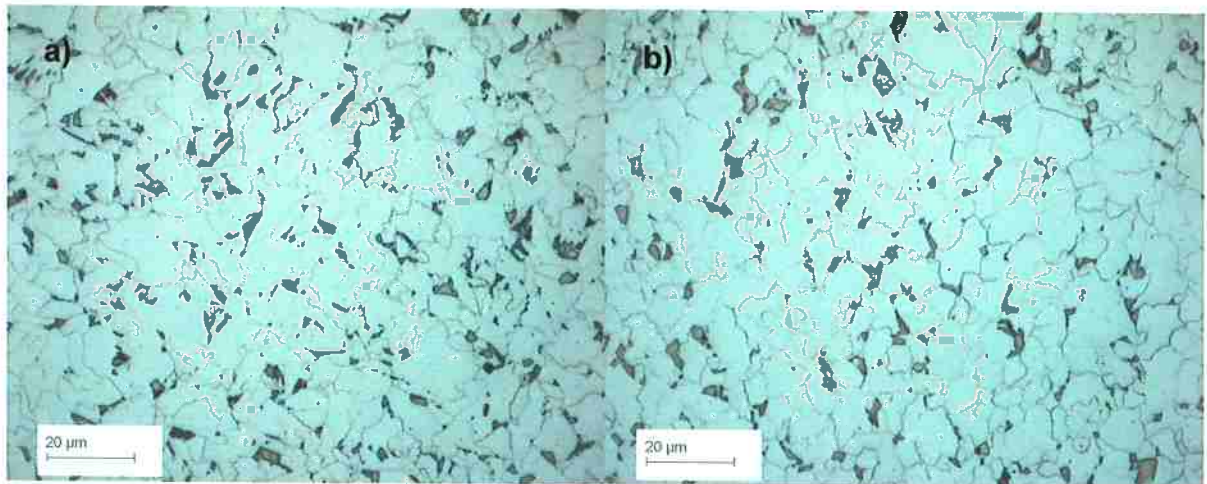




**Figura 37:** A580. Klemm; a) Ciclo 1, 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 2; 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de têmpera.

O ciclo 3 é aplicado somente para o A580 com o intuito de analisar a influência da etapa de resfriamento lento na reação  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Dois testes são realizados, um sem deformação e outro com 30% de deformação, as microestruturas são apresentadas na **Figura 38a)** e **b)** respectivamente.

A **Figura 38a)**, atacada com Le Pera, apresenta uma fase de tonalidade mais escura, como a **Figura 38b)**, quando 30% de deformação é aplicado. Isso indica que, mesmo sem deformação, não houve tempo suficiente para que a decomposição da austenita fosse completa.



**Figura 38:** A580. Le Pera; a) Ciclo 3; 0% def.;  $10^\circ\text{C/s}$  a  $200^\circ\text{C}$ ; b) Ciclo 3; 30% def.;  $10^\circ\text{C/s}$  a  $200^\circ\text{C}$ .

Testes realizados com o ciclo “quench+1” – no qual as amostras são normalizadas antes de serem submetidas ao ciclo 1 – não apresentam nenhuma diferença significativa em relação às do ciclo 1. Esse ciclo é aplicado somente nas amostras do A563, para verificar se a têmpera do material antes da realização do ciclo teria alguma influência sobre os resultados dos experimentos. O material a partir do qual foram obtidos os corpos de prova do aço A580 já havia sido normalizado antes da confecção das amostras.

Tendo em vista que as microestruturas obtidas com o ciclo 1 não se assemelham às industriais, alguns parâmetros do ciclo 1 são modificados, criando-se o ciclo 4.

Inicialmente, a mesma razão de deformação é usada com diferentes taxas, na tentativa de obter grãos mais achatados ao invés de grãos equiaxiais – como os presentes nas amostras do ciclo 1. Para analisar a influência do ciclo térmico sobre o material, testes sem deformação também são realizados.

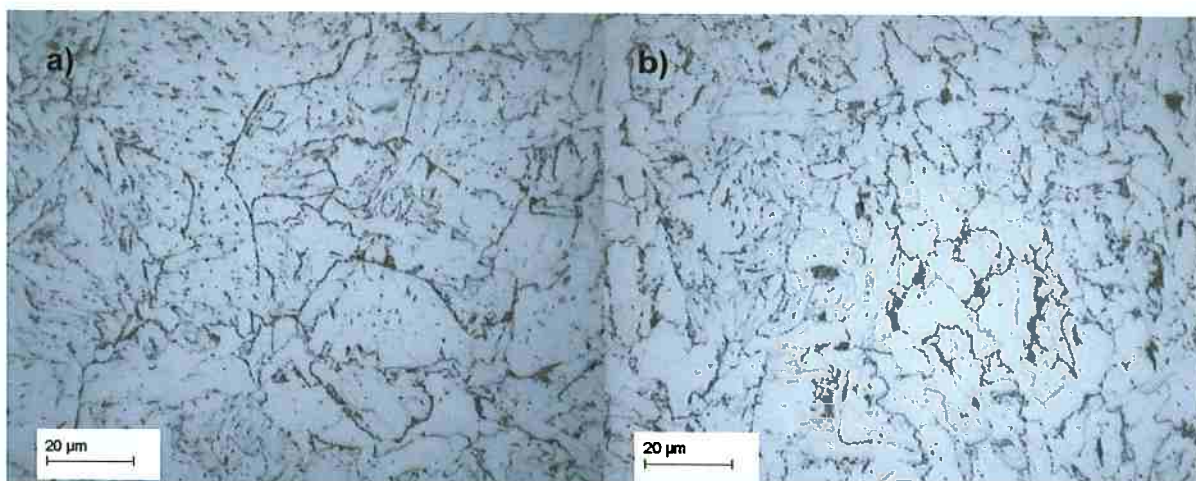
As microestruturas resultantes, para o A563, são apresentadas na **Figura 39**, **Figura 40** e **Figura 41**. Uma comparação pode ser feita com uma amostra que não sofreu deformação (**Figura 39a**).

Através da figura **Figura 33a**) e **Figura 39b**) vê-se a influência do ciclo aplicado sobre a morfologia final da microestrutura do aço A563. Os grãos de ferrita equiaxiais vistos nos experimentos do ciclo 1 (**Figura 33a**)) não são mais vistos nas amostras do ciclo 4 (**Figura 39b**)). Os micro-constituintes também são menores e melhor distribuídos na matriz ferrítica do que as do ciclo 1.

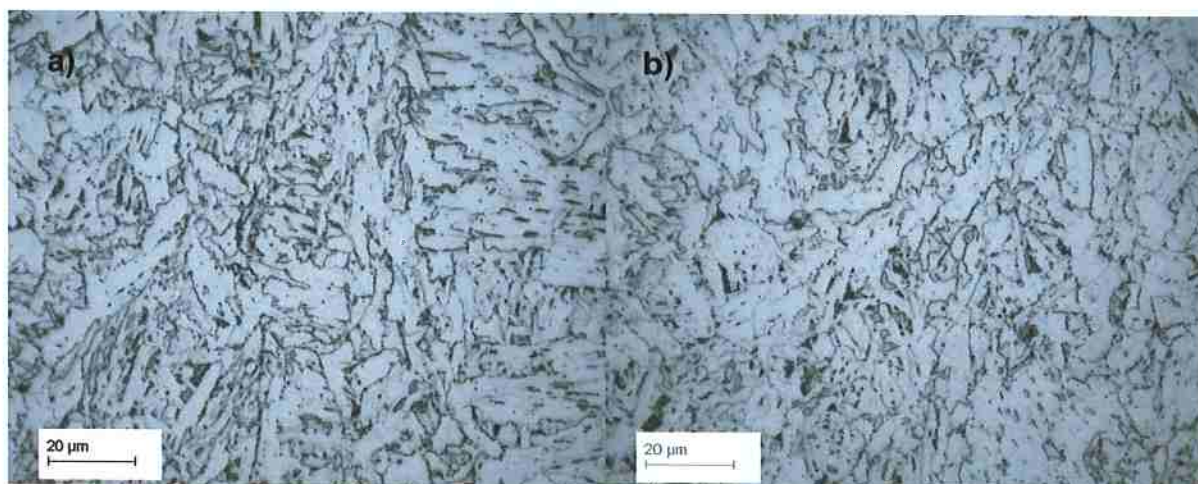
A influência da taxa de deformação na microestrutura final para amostras nas quais 30% é aplicado não fica clara. Ela é melhor identificada nas amostras em que taxas maiores são aplicadas com razões de deformação maiores.

As microestruturas das amostras com 0.10, 1.00 e 10.00s<sup>-1</sup> são bem similares. Elas são mais refinadas que as de 0.01s<sup>-1</sup>, com agregados de ferrita mais carbonetos bem espalhados ao longo da matriz ferrítica.

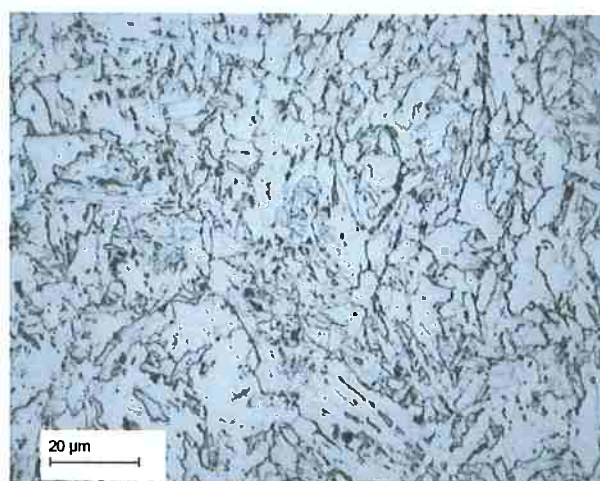
As mesmas observações podem ser feitas para os corpos de prova do A580 submetidos ao ciclo 4 com diferentes taxas de deformação (0.01, 0.10, 1.00 e 10.00 s<sup>-1</sup>).



**Figura 39:** A563. Nital 2%; **a)** Ciclo 4, 0% def.; 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C); **b)** Ciclo 4; 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C).

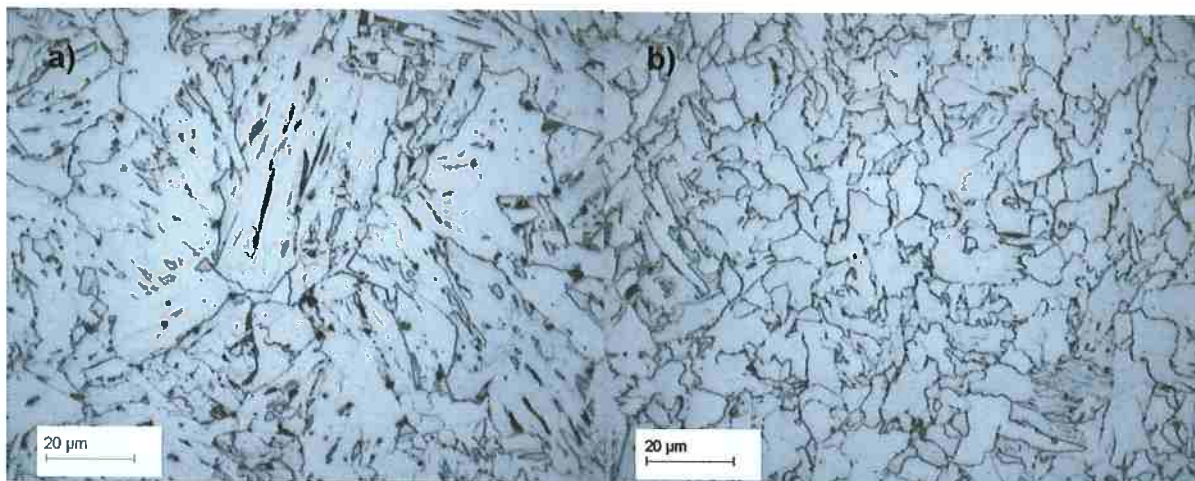


**Figura 40:** A563. Nital 2%; **a)** Ciclo 4, 30% def. ( $0.10\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C); **b)** Ciclo 4; 30% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C).

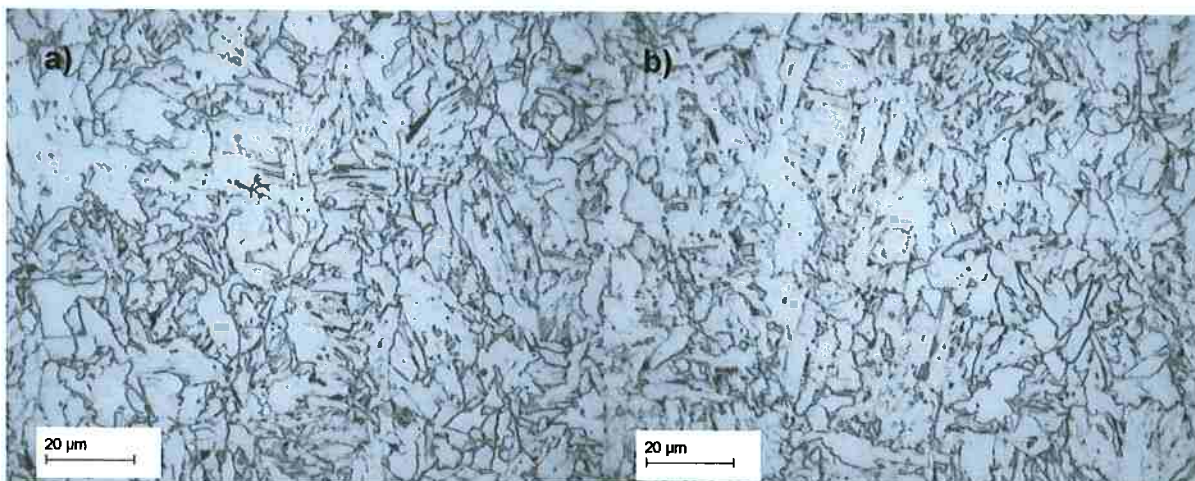


**Figura 41:** A563. Nital 2%; Ciclo 4, 30% def. ( $10.00\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento 200°C.

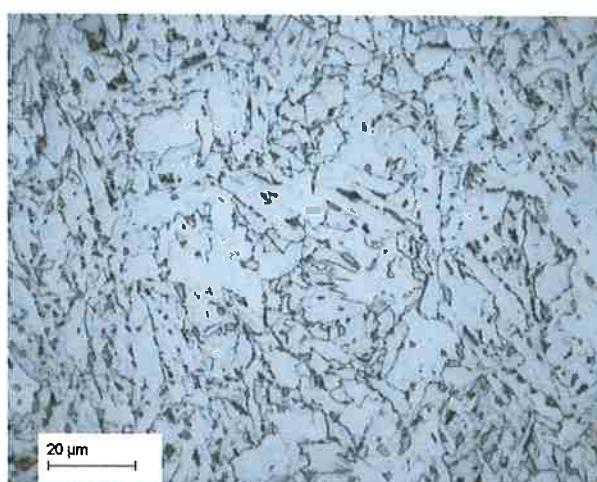




**Figura 42:** A580. Nital 2%; Ciclo 4, 0% def.; 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C); b) Ciclo 4; 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C).



**Figura 43:** A580 Nital 2%; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C).

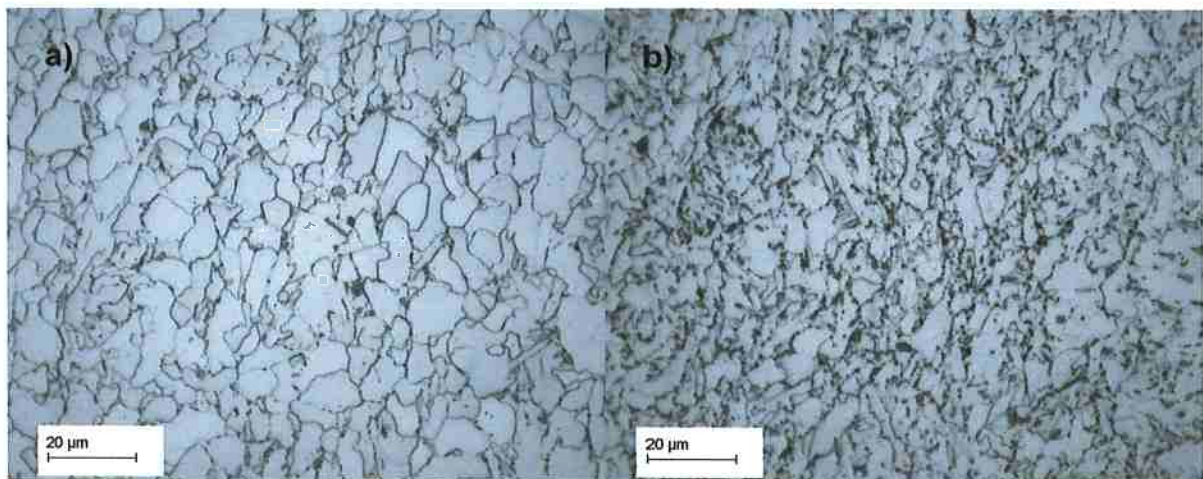


**Figura 44:** A580. . Nital 2%; Ciclo 4, 30% def. ( $10.00\text{s}^{-1}$ ); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento 200°C.

Quando a micrografia obtida com o ciclo 4 na qual 30% de deformação é aplicada com  $0.01\text{ s}^{-1}$  (**Figura 42b**), é comparada com a do ciclo 1 (**Figura 35a**), onde parâmetros similares são usados - 30%,  $0.01\text{ s}^{-1}$  - é possível observar as mesmas alterações percebidas para o A563: os grãos equiaxiais vistos no ciclo 1 não estão presentes no material testado com o ciclo 4, além disso, a distribuição de micro-constituintes é também mais refinada e homogênea.

Quanto à influência do uso de taxas de deformação superiores a  $0.01\text{ s}^{-1}$  - para o caso do A580 - nenhuma alteração significativa na microestrutura pode ser observada. Todas as micrografias (**Figura 43** e **Figura 44**) possuem morfologia semelhantes quando comparados com a de  $0.01\text{ s}^{-1}$  (**Figura 42b**): grãos refinados com agregados de ferrita mais carbonetos finamente distribuídos.

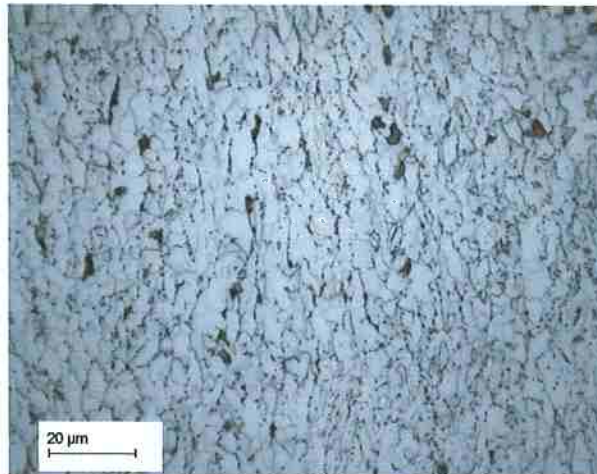
Entretanto, essa influência se torna mais clara e é mais bem percebida quando diferentes taxas são aplicadas com maiores razões de deformação. Quando 50% de deformação é aplicado com taxas de  $0.01$  e  $1.00\text{ s}^{-1}$  (**Figura 45a** e **b**) em amostras do aço A563, pode-se concluir que o uso de taxas maiores leva não só a grãos mais refinados, mas também a micro-constituintes menores e mais bem distribuídos.



**Figura 45:** A563. Nital 2%; a) Ciclo 4, 50% def. ( $0.01\text{ s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 50% def. ( $1.00\text{ s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).

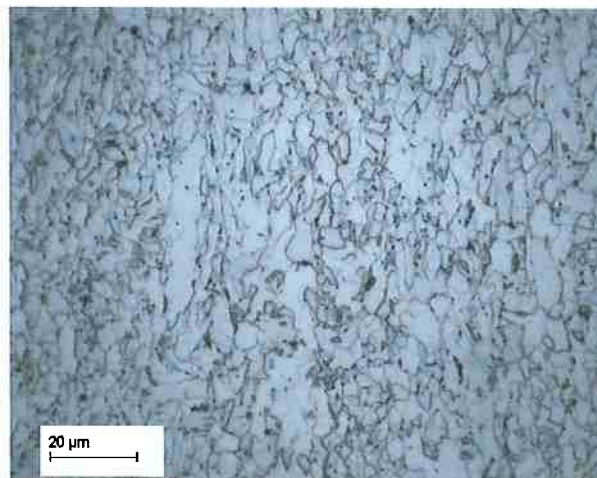
A **Figura 46** mostra a microestrutura resultante quando 70% de deformação é aplicada com taxa de  $1.00\text{ s}^{-1}$ . Pode ser observada uma estrutura de grãos ainda mais refinada - e com forma achatada - do que a vista na **Figura 45b**; com agregados ( $\alpha$  + carbonetos) bem distribuídos ao longo da matriz ferrítica.





**Figura 46:** A563. Nital 2%. ciclo 4; 70% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).

Para o aço A580, somente o teste com 70% de deformação e taxa de  $1.00s^{-1}$  é realizado. O resultado obtido (**Figura 47**) foi análogo ao encontrado para o aço A563 (**Figura 46**). Portanto, concluiu-se que o A580 apresentaria comportamento semelhante caso testes fossem feitos com 50% de deformação e taxa de  $1.00s^{-1}$ .



**Figura 47:** A580. Nital 2%. Ciclo 4; 70% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).

Consequentemente, para ambos os aços, quanto maior a razão de deformação aplicada, mais próxima da do material de referência é a microestrutura.

Porém, é importante ressaltar que, quando experimentos com 70% de deformação são realizados, os punções de alumina do dilatômetro sofreram fratura diversas vezes, indicando que essa razão de deformação é mais alta do que os punções podem suportar.

A influência da temperatura - até a qual a etapa de resfriamento acelerado ocorre - sobre a microestrutura final é também estudada para o aço A563.

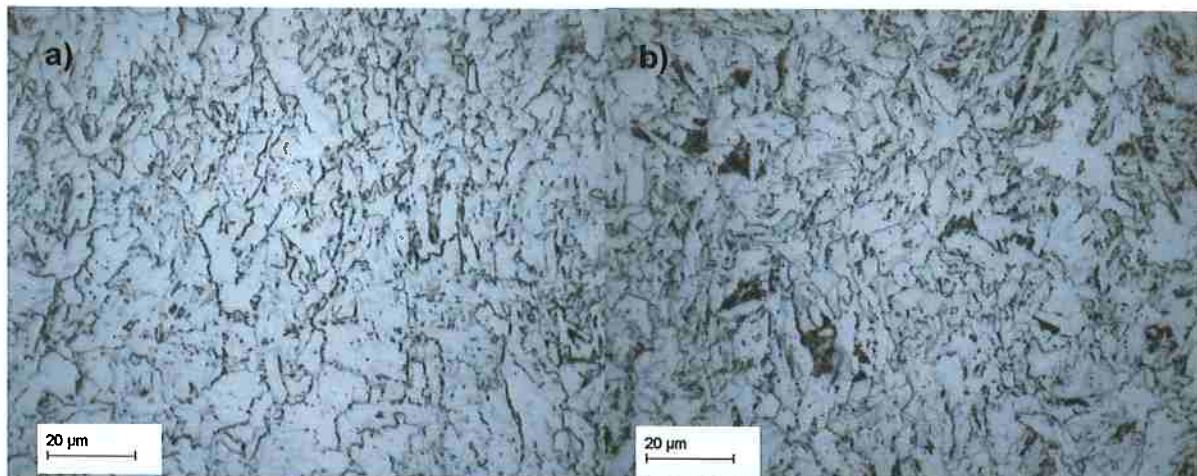
Após testadas as diferentes razões e taxas de deformação com o ciclo 4, a temperatura em que a etapa quasi-isotérmica se inicia é variada.

Além da temperatura já previamente analisada (550°C), cinco outras temperaturas são estudadas: 500, 580, 600, 640 e 680°C.

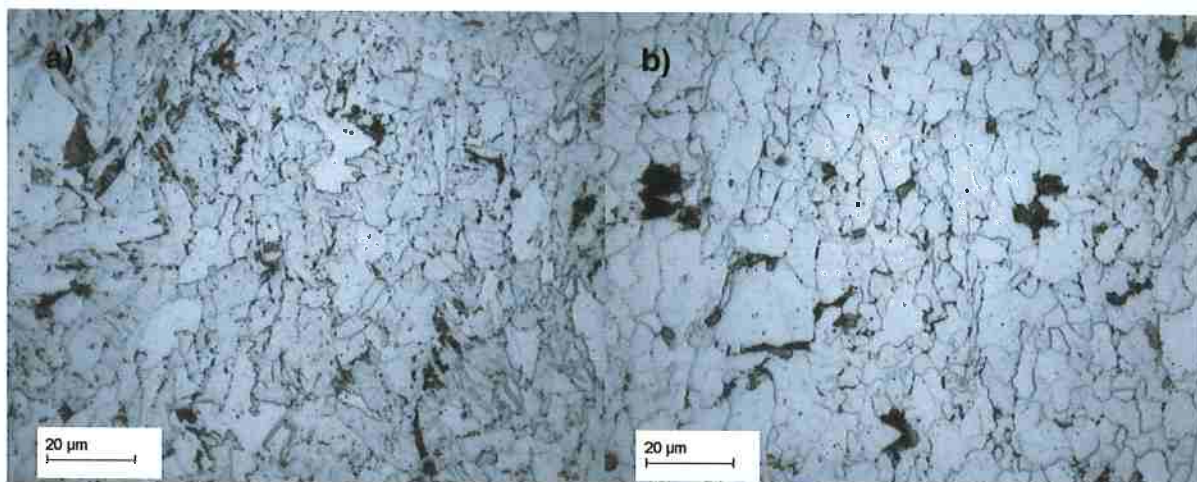
Quando as micrografias resultantes são comparadas com a **Figura 43b**), nota-se a influência da temperatura da etapa quasi-isotérmica sobre a estrutura final.

A medida em que essa temperatura é aumentada, a microestrutura torna-se mais grosseira, não só o tamanho de grão, como também os micro-constituintes formados passam a ser maiores. Isso se deve ao fato de que, aumentando-se a temperatura de início da etapa quasi-isotérmica, o início da segunda transformação (austenita em ferrita mais carbonetos) é acelerado.

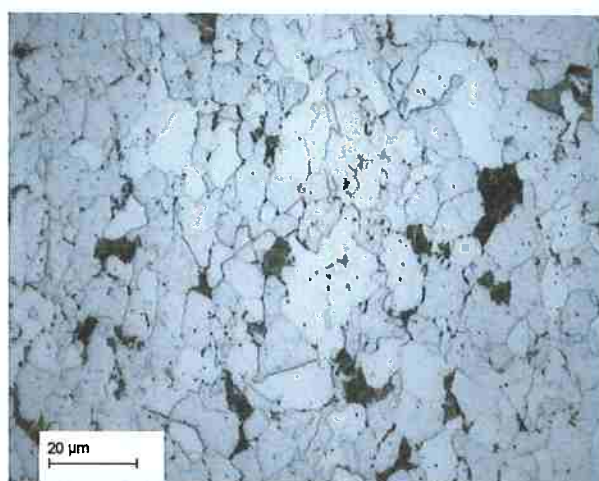
A segunda transformação é iniciada, portanto, antes que a temperatura  $Ar_1^*$  seja atingida, resultando em uma microestrutura similar àquelas encontradas no ciclo 1: grãos maiores e mais equiaxiais com agregados de ferrita mais carbonetos maiores e mais concentrados em certas regiões da matriz.



**Figura 48:** A563. Nital 2%; a) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $500^{\circ}C$  seguida de resfriamiento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $580^{\circ}C$  seguido de resfriamiento lento ( $200^{\circ}C$ ).



**Figura 49:** A563. Nital 2%; a) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $600^{\circ}C$  seguido de resfriamiento continuo ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $640^{\circ}C$  seguido de resfriamiento lento a ( $200^{\circ}C$ ).



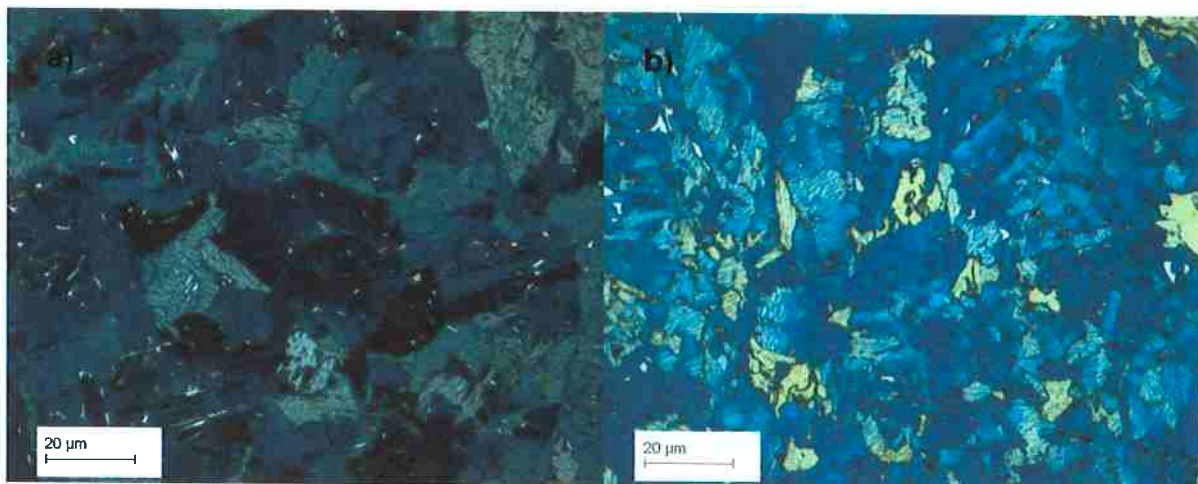
**Figura 50:** A562. Nital 2%; Ciclo 4; 30% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $680^{\circ}C$  seguido de resfriamiento lento a ( $200^{\circ}C$ ).



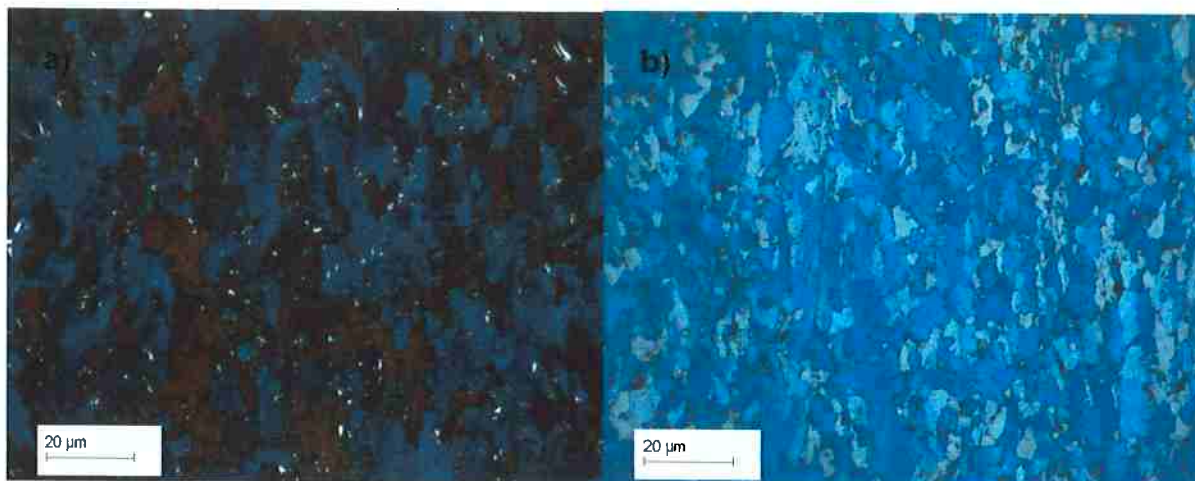
Outros ataques metalográficos são aplicados nas amostras (veja micrografias no capítulo **9.Anexo**). Nos ataques do tipo Le Pera e Klemm é possível detectar a presença de certa quantidade de austenita retida. Essa fase pode ser vista em praticamente todas as amostras e, como possui uma distribuição um tanto heterogênea, poucas relações podem ser feitas entre sua quantidade e distribuição e os parâmetros estudados.

Baseando-se nas micrografias feitas com Klemm (**Figura 51 a Figura 52**) constatou-se que, com a utilização de maiores razões de deformação (com taxas constantes de  $1.00\text{s}^{-1}$ ), a distribuição da austenita retida muda. Ela passa a ser mais fina e bem distribuída ao longo da matriz quando 50% de deformação é usada. No caso em que se tem 70%, a presença de austenita retida torna-se quase imperceptível.

Nenhuma outra conclusão pode ser tirada acerca da influência dos parâmetros modificados sobre a microestrutura final.



**Figura 51:** A563. Klemm. a) Ciclo 4, 0% def.;  $10^{\circ}\text{C/s}$  a  $550^{\circ}\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ );  $10^{\circ}\text{C/s}$  a  $550^{\circ}\text{C}$  seguida de resfriamento lento ( $200^{\circ}\text{C}$ ).



**Figura 52:** A563. Klemm. a) Ciclo 4; 50% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ); b) Ciclo 4; 70% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}C$ ).

### 6.2.3. Medições de Dureza

Tendo em vista que o objetivo principal desse trabalho é investigar se a laminação a quente - feita em escala industrial - pode ser simulada por testes de compressão, medidas de dureza foram feitas para caracterizar as propriedades mecânicas obtidas nos experimentos.

Os resultados para as amostras de A563 submetidas ao ciclo 1, com a variação nas taxas de resfriamento acelerado, são apresentadas na **Tabela 13**. Os valores encontrados giram em torno de 170 HV, enquanto que os encontrados para o material de referência são próximos de 220HV (**Tabela 4**).

**Tabela 13 - Micro Dureza –**  
Ciclo 1, 30% def ( $0.01s^{-1}$ ), resfriado a  $550^{\circ}C$  (HV 0.2)

	Taxa de Resfriamento (K/s)	Direção Longitudinal	Direção Transversal
<b>A563</b>	<b>5</b>	$164 \pm 5$	$165 \pm 5$
	<b>10</b>	$179 \pm 10$	$177 \pm 6$
	<b>15</b>	$172 \pm 5$	$173 \pm 3$

Os valores médios de dureza menores que o do material de referência devem-se, principalmente, às diferenças observadas anteriormente nas amostras do ciclo 1 quanto à microestrutura. As amostras submetidas a esse ciclo térmico apresentaram grãos grandes e equiaxiais, daí os baixos valores de dureza.

Já que, para o mesmo ciclo térmico, o aço A580 apresentou microestruturas similares às do A563 não foram realizados testes de dureza, pois os valores medidos seriam provavelmente também menores em relação ao seu material de referência.

Os valores de micro-dureza para as amostras nas quais diferentes razões e taxas de deformação são usadas estão representados na **Tabela 14**, **Figura 53** e **Figura 54**.

**Tabela 14 - Micro Dureza –**  
Ciclo 4, 10°C/s a 550°C (HV 0.2)

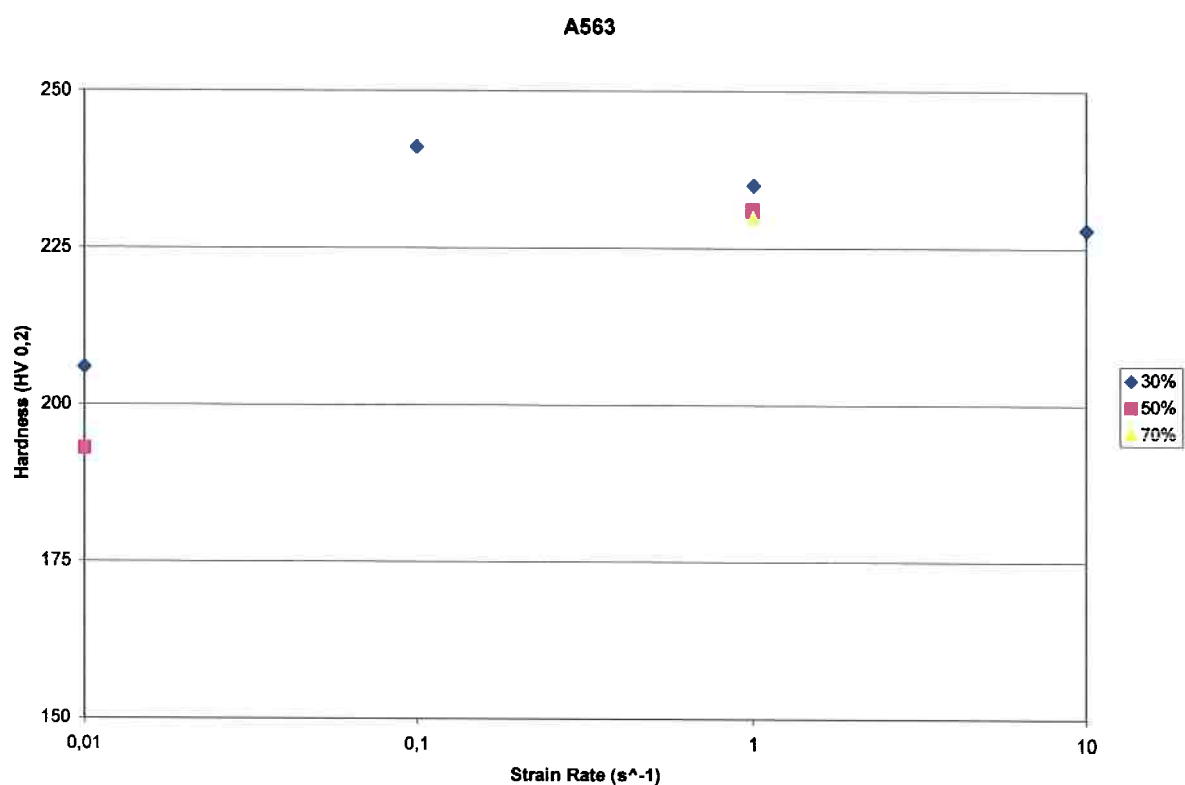
	Razão de Def. (%)	Taxa de Def. (s <sup>-1</sup> )	Direção Longitudinal	Direção Transversal
A563	0%	0.00	228±11	223±5
	30%	0.01	206±10	193±5
		0.10	241±11	232±8
		1.00	235±9	229±8
		10.00	228±6	229±6
	50%	0.01	193±15	196±7
		1.00	231±7	223±9
	70%	1.00	230±7	228±8
A580	0%	0	207 ± 7	216 ± 6
	30%	0.01	199 ± 6	197 ± 4
		0.10	215 ± 5	213 ± 4
		1.00	213 ± 7	216 ± 6
		10.00	220 ± 6	221 ± 5
	50%	0.01	187 ± 13	180 ± 8
	70%	1.00	221 ± 5	223 ± 7

Os valores médios de dureza para o A563 são próximos de 230HV, 10 unidades maior que aquela medida nas placas laminadas (material de referência).

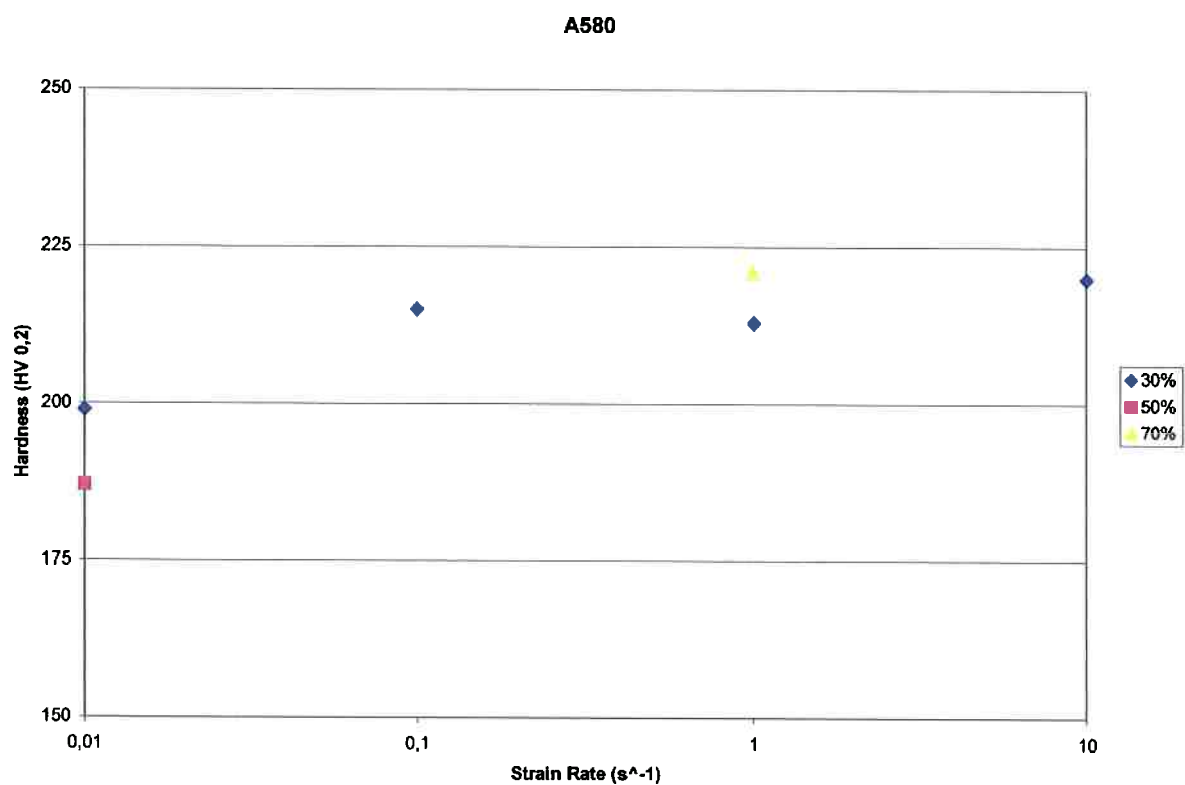
Já os resultados para o A580 são um pouco mais baixos – em torno de 220HV – mas, mesmo assim, maiores que os valores encontrados para o material de referência (213±11 HV0.2).

Para ambos os aços é observada uma queda nos valores de dureza, quando a taxa de deformação de 0.01s<sup>-1</sup> é usada.

É importante ressaltar que, para os dois materiais, as amostras que não sofreram deformação apresentaram valores maiores de dureza em relação às aquelas em que 30% de deformação é aplicada com taxa de 0.01s<sup>-1</sup>.



**Figura 53:** A563. Valores médios de micro dureza (direção longitudinal) versus taxa de deformação. Ciclo 4, 10°C/s a 550°C seguido de resfriamento lento (200°C).



**Figura 54:** A580. Valores médios de micro dureza (direção longitudinal) versus taxa de deformação. Ciclo 4, 10°C/s a 550°C seguido de resfriamento lento (200°C).

Entretanto, quando a mesma deformação é aplicada com taxas maiores, como  $0.10\text{s}^{-1}$ , os valores de dureza voltam a subir, sendo maiores do que os registrados com 0% de deformação. Para deformações aplicadas com taxas maiores que  $0.10\text{s}^{-1}$ , os valores de dureza parecem não variar muito. Uma tendência semelhante é vista para porcentagens maiores de deformação.

Medições de dureza foram feitas em corpos de prova de A563, submetidos ao mesmo ciclo térmico, mas agora com deformação de 50%. Novamente, os experimentos em que a taxa de deformação aplicada é de  $0.01\text{s}^{-1}$  apresentaram uma queda, sendo menores do que o do material que não foi submetido à deformação. Quando a taxa aplicada está acima de  $0.01\text{s}^{-1}$ , os valores de dureza voltam a ser maiores do que o do material sem deformação.

A explicação para esse tipo de comportamento ainda não está clara. Era esperado que, o aumento da taxa em que a deformação é aplicada, fosse acompanhado também por um crescimento nos valores de dureza. Taxas maiores deveriam disponibilizar menos tempo para a ocorrência de difusão durante a deformação, isso, por sua vez, causaria um maior acúmulo de discordâncias e, conseqüentemente, maior energia e número de sítios disponíveis para o início da transformação.

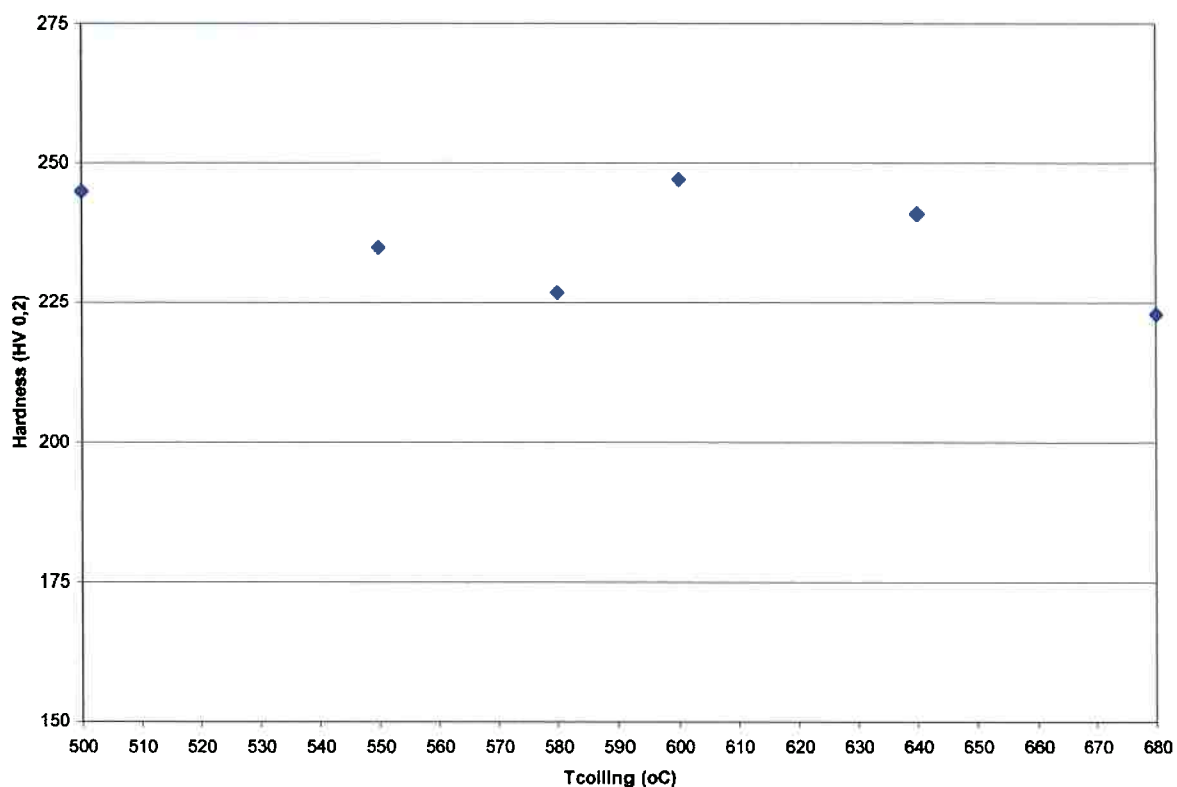
Portanto, maiores taxas de deformação, levariam a uma aceleração no início da transformação, gerando temperaturas  $A_{r3}$  mais altas. Entretanto, como já visto na seção 6.2.1. Testes do Dilatômetro do presente capítulo, esse não é o caso.

A Tabela 15 e a Figura 55 mostram a influência do uso de diferentes temperaturas de bobinamento ( $T_{\text{bobin}}$ ) nas amostras de A563 submetidas ao ciclo 4 (30% de deformação com taxa de  $1.00\text{s}^{-1}$ ).

**Tabela 15** – A563 Micro Dureza (HV0.2) – Ciclo 4 30% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ ),  $10^\circ\text{C/s}$  to  $T_{\text{bobin}}$

$T_{\text{bobin}} (^\circ\text{C})$	Direção Longitudinal	Direção Transversal
500	245±23	225±6
550	235±9	229±8
580	227±7	227±6
600	247±9	236±10
640	241±7	237±7
680	223±10	227±6

Se forem considerados os desvios padrões, os valores médios de dureza são bem semelhantes e nenhuma relação significativa, para essa faixa de  $T_{\text{bobin}}$ , pode ser observada.



**Figura 55:** Valores médios de dureza (direção longitudinal) versus  $T_{\text{bobin}}$ . Ciclo 4; 30% def. ( $1.00 \text{ s}^{-1}$ ), resfriamento rápido a  $10^{\circ}\text{C/s}$  até  $T_{\text{bobin}}$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}\text{C}$ ).

### 6.3. Conclusão

A laminação a quente industrial pode ser simulada e reproduzida com sucesso para ambos os aços, através de testes de compressão a quente realizados por dilatometria. Propriedades semelhantes quanto à microestrutura e comportamento mecânico foram atingidas.

- Os corpos de prova do A563 e A580, submetidos ao ciclo 4, que sofreram deformação de 30, 50 e 70%, aplicada com taxa de  $1.00 \text{ s}^{-1}$  e resfriados rapidamente a  $550^\circ\text{C}$  com  $10^\circ\text{C/s}$  - seguido de resfriamento lento ( $200^\circ\text{C}$ ) - apresentaram propriedades similares às dos materiais usados como referência. Quanto maior a porcentagem de deformação aplicada, mais próximos do material de referência estão os valores de dureza e a microestrutura finais das amostras obtidas em dilatômetro. Os valores de dureza registrados para as placas laminadas a quente em laboratório estão em torno 220HV, enquanto que, os medidos nas amostras – produzidas nas condições acima descritas – estão por volta de 230HV.
- Quanto à microestrutura, os corpos de prova nos quais 30% de deformação é aplicada com taxa de  $1.00 \text{ s}^{-1}$ , apresentam microestrutura similar o suficiente em relação ao material de referência. A microestrutura e dureza encontradas com 70% e  $1.00 \text{ s}^{-1}$  são as mais próximas, quando comparadas com o material de referência, entretanto, tais parâmetros são muito severos para os punções de alumina usados nos testes, estando próximos das limitações do equipamento.
- Detectou-se, para todos os experimentos realizados, um desvio nas curvas de dilatação devido à uma transformação de fase.
- A relação entre o comportamento da temperatura  $A_{r3}$  e a dureza, quando taxas de  $0.01 \text{ s}^{-1}$  são usadas, não está clara. O porquê de resultados tão inesperados e como esse fenômeno afeta as propriedades mecânicas, representadas pelos valores de dureza, permanece desconhecido.

Um estudo mais aprofundado das questões acima analisadas faz-se necessário para esclarecer como elas afetam as propriedades finais do material laminado a quente. As condições e mecanismos que levam a essa segunda reação, assim como a composição química dos micro-constituintes resultantes são ainda desconhecidos.

Tendo isso em mente, como próximos passos - para continuidade deste estudo – análises em microscópio eletrônico de transmissão devem ser realizadas para descobrir a composição química das fases presentes e, assim, esclarecer algumas das dúvidas ainda remanescentes.

Outro tópico que também deve receber uma atenção especial é o da relação entre a temperatura  $A_{r3}$ , a taxa de deformação e a dureza.

Encontrar as respostas dessas questões tornará possível a implementação de novas melhorias no atual processo de laminação a quente, permitindo que sejam obtidas melhores propriedades finais do material laminado a quente.



## 7. Conclusão Final

Quanto à influência dos passes de desbaste nas propriedades finais do aço laminado à quente pode-se concluir que, baseando-se nos resultados experimentais apresentados, diferentes passes de desbaste não influenciam na propriedade final das placas laminadas, desde que sejam usados passes iguais na etapa de acabamento.

Já com relação aos testes de compressão a quente, é possível afirmar que:

- A simulação para as duas composições de aço foi atingida de forma satisfatória através do uso do chamado ciclo 4, usando-se 30% de deformação aplicada com taxa de  $1.00\text{s}^{-1}$ ;
- Uma segunda dilatação - austenita transformando-se em ferrita mais carbonetos - é detectada nas curvas de todos os experimentos;
- Quando baixas taxas de deformação ( $0.01\text{s}^{-1}$ ) são usadas, um comportamento inesperado da temperatura  $A_{r3}$  é observado. A razão e efeito desse comportamento sobre a dureza final ainda não são conhecidos.

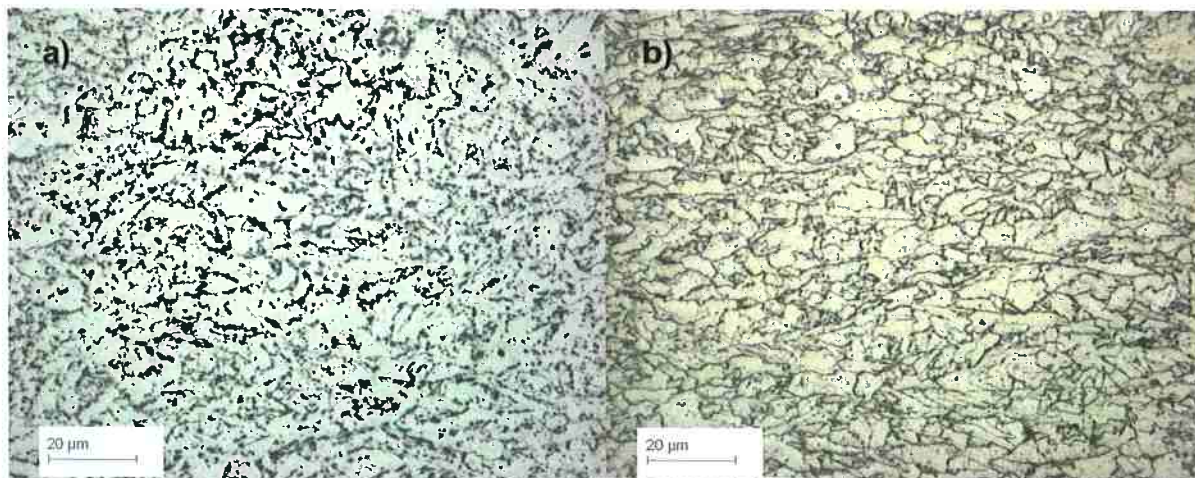
Um estudo mais aprofundado deve ser feito para esclarecer os pontos nos quais remanescem dúvidas. Dessa maneira, será possível compreender melhor como o uso de diferentes parâmetros no esquema de laminação está relacionado com as propriedades obtidas.

Essa compreensão tornará possível a implementação de melhorias no processo de laminação a quente, permitindo que melhores propriedades finais sejam atingidas, tais como tenacidade, resistência mecânica e boa soldabilidade.

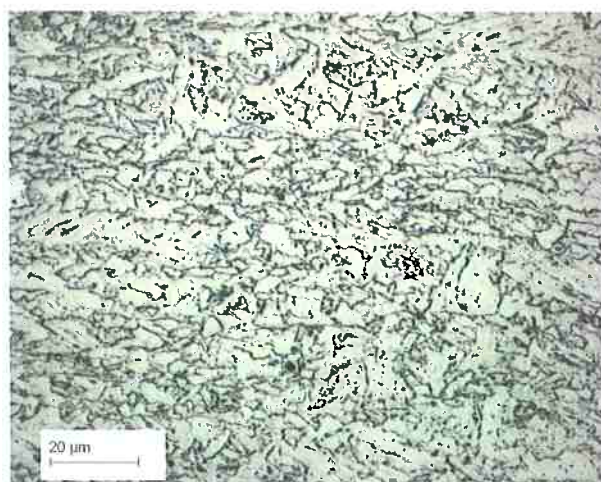
## 8. Bibliografia

- [1] ASM International Handbook Committee, ***Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys***. ASM, 1990, 10<sup>a</sup> edição, vol.01, p.1037.
- [2] ASM International Handbook Committee, ***Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys***. ASM, 1990, 10<sup>a</sup> edição, vol.01, p.1044.
- [3] ASM International Handbook Committee, ***Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys***. ASM, 1990, 10<sup>a</sup> edição, vol.01, p.1085.
- [4] Schwinn, V.; Schuetz, W.; Fluess, P. & Bauer, J. ***Prospects and State of Art of TMCP Steel Plates for Structural and Linepipe Applications***. Materials Science Forum, 2007, vols.539-543, p. 4726-4731.
- [5] Siciliano Jr., F. ***Recuperação e recristalização durante a deformação a quente***. In: II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização, Crescimento de grão. São Paulo: IPEN, 2003, 2 ed, cap.8, p.129-150.
- [6] Stalheim, Douglas G.; Barnes, Keith R., McCutcheon, Dennis B. ***Alloy Designs for High Strength Oil and Gas Transmission Linepipe Steels***. In: International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry. USA: TMS, 2007, p.73-108.
- [7] Korchynsky, M. ***Microalloying and Thermo-Mechanical Treatment***. In: Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels. USA: TMS, 1988, p.169-201.
- [8] Windhager, M., Kneissl, A. & Jeglitsch, F. ***Evolution of Microstructure During the Thermomechanical Processing of HSLA Steels***. In: Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels. USA: TMS, 1988, p.105-116.
- [9] García de Andrés, C., Caballero, F.G., Capdevila, C. & Álvarez, L.F. ***Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid-Solid Phase Transformations in Steels***. In: Materials Characterization. Amsterdam: Elsevier, 2002, vol.48, p.101-111.
- [10] Manohar, P.A. & Chandra T. ***Continuous Cooling Transformation Behaviour of High Strength Microalloyed Steels for Pipeline Applications***. In: ISIJ International, 1998, vol.38, n<sup>o</sup>7, p.766-774.
- [11] Cizek, P., Wynne, B.P., Davies, C.H.J, Muddle, B.C. & Hodgson, P.D. ***Effect of Composition and Austenite Deformation on the Transformation Characteristics of Low-Carbon and Ultra-Low-Carbon Microalloyed Steels***. In: Metallurgical and Materials Transactions, 2002, vol 33A, p1331-1349.
- [12] Mecozzi, M.G., Sietsma, J. & Zwaag, S. ***Analysis of the austenite-ferrite transformation in a Nb micro-alloyed C-Mn steel by phase field modelling***. In: Acta Materialia. Amsterdam: Elsevier, 2006, vol. 54, p.1431-1440.
- [13] Yuan, X.Q., Liu Z.Y., Jiao, S.H., MA, L.Q. & Wang, G.D. ***The Onset Temperature of Austenite to Ferrite Phase Transformation in Hot Deformed and Non-deformed Nb Microalloyed Steels***. In: ISIJ International, 2006, vol.46, n<sup>o</sup>4, p.579-585.

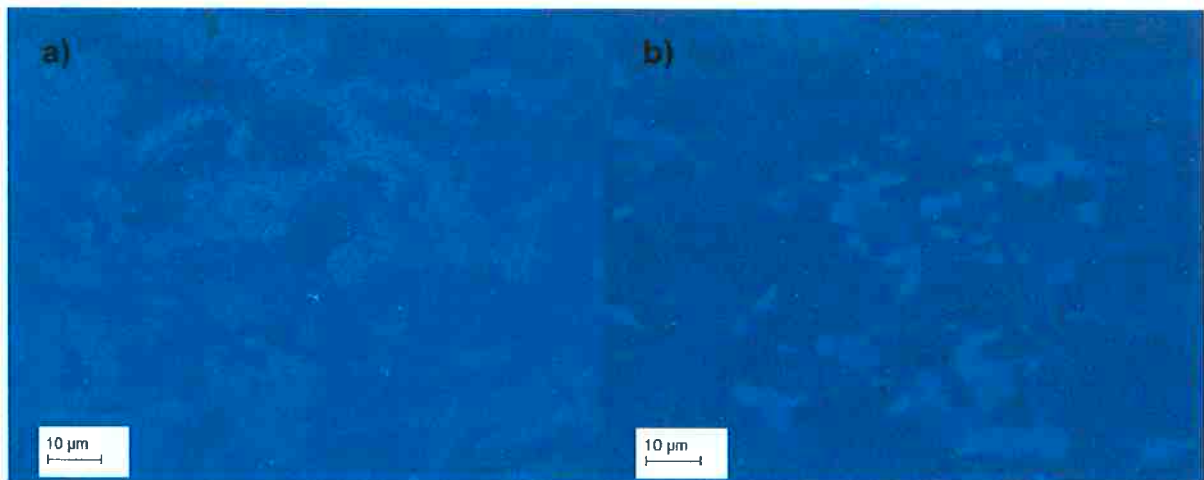
## 9. Anexo



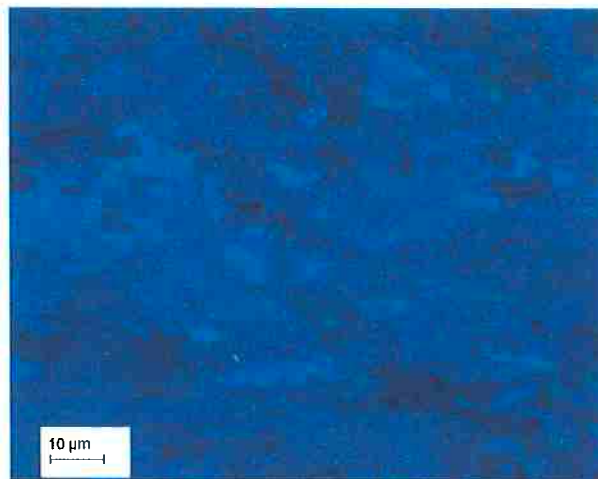
**Figura 56:** A563. Le Pera; a) placa A (50% desbaste, 14.6°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura; b) placa B (50% de desbaste, 28.2°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.



**Figura 57:** A563. Le Pera; placa F (21% desbaste, 29.8°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.

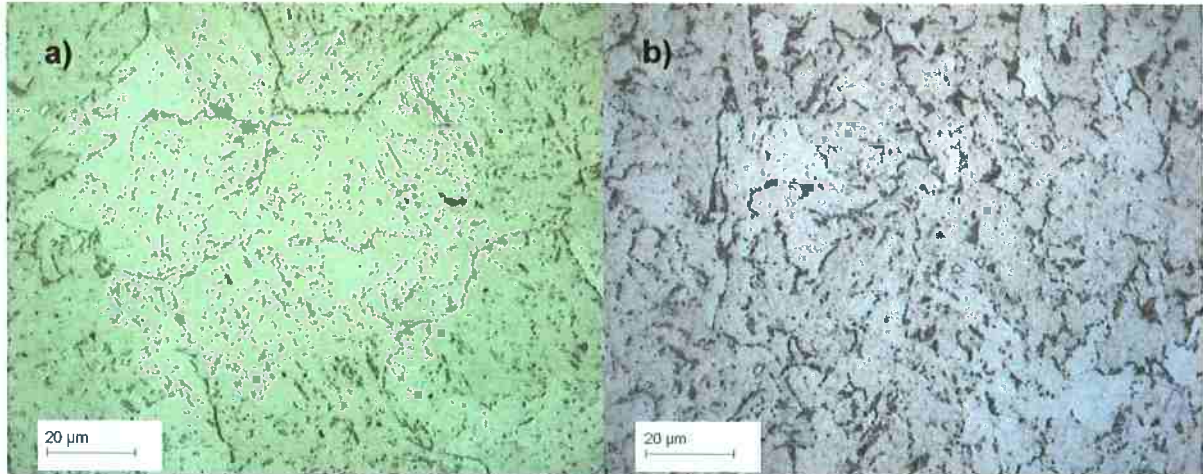


**Figura 58:** A563. Klemm; a) placa A (50% desbaste, 14.6°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura; b) placa B (50% de desbaste, 28.2°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.

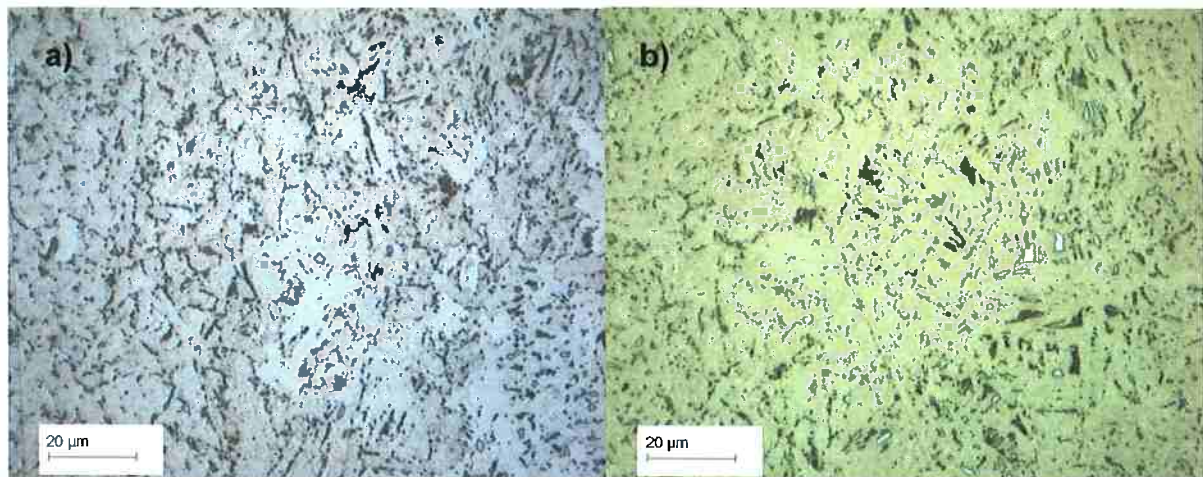


**Figura 59:** A563. Klemm; placa F (21% desbaste, 29.8°C/s taxa de resfriamento), ½ espessura.





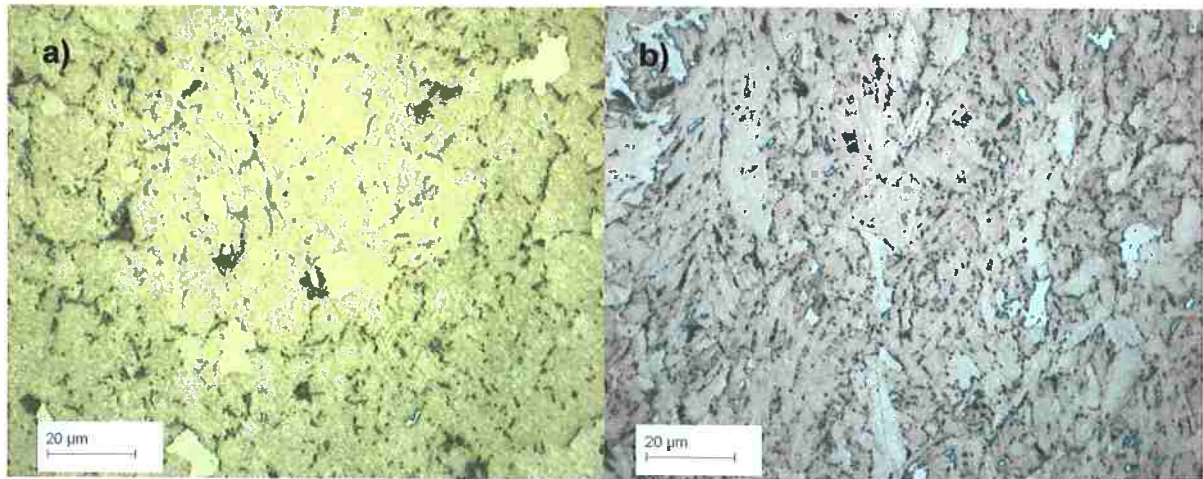
**Figura 60:** A563. Le Pera; **a)** Ciclo, 0% def. 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C); **b)** Ciclo 4; 30% def. (0.01s<sup>-1</sup>); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C);



**Figura 61:** A563. Le Pera; **a)** Ciclo 4, 30% def. (0.10s<sup>-1</sup>); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C); **b)** Ciclo 4; 30% def. (1.00s<sup>-1</sup>); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C).



**Figura 62:** A563. Le Pera. Ciclo 4, 30% def. (10.00s<sup>-1</sup>); 10°C/s a 550°C seguido de resfriamiento lento (200°C)

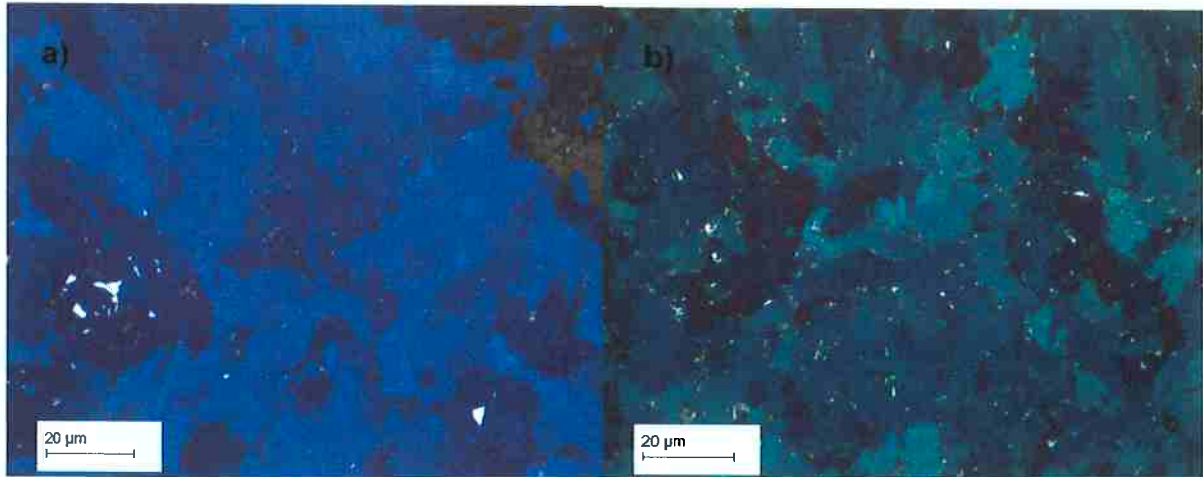


**Figura 63:** A563. Le Pera; **a)** Ciclo 4, 50% def. ( $0.01s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamiento lento ( $200^{\circ}C$ ); **b)** Ciclo 4; 50% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamiento lento.

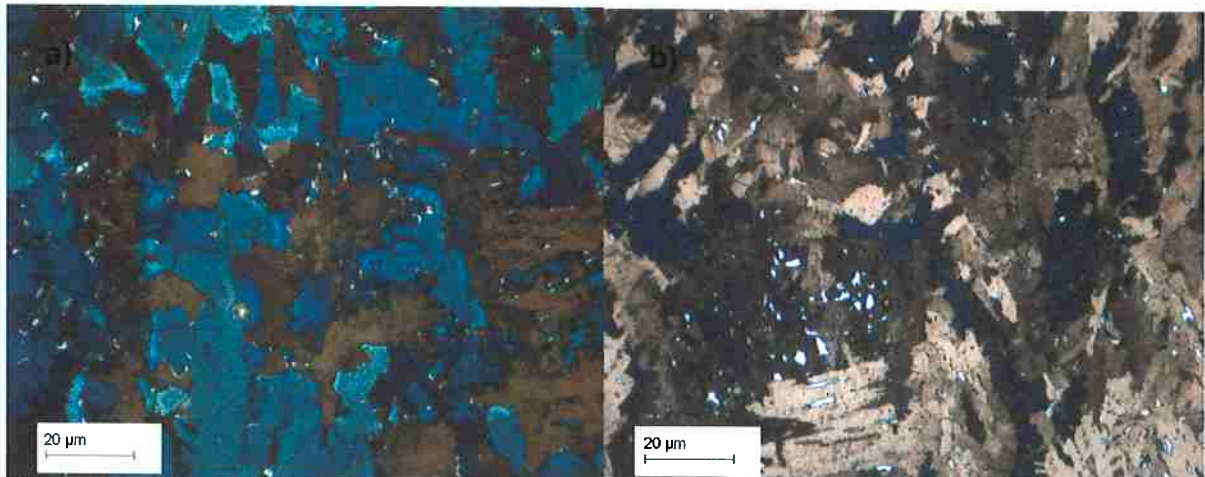


**Figura 64:** A563. Le Pera; Ciclo 4, 70% def. ( $1.00s^{-1}$ );  $10^{\circ}C/s$  a  $550^{\circ}C$  seguido de resfriamiento lento ( $200^{\circ}C$ ).

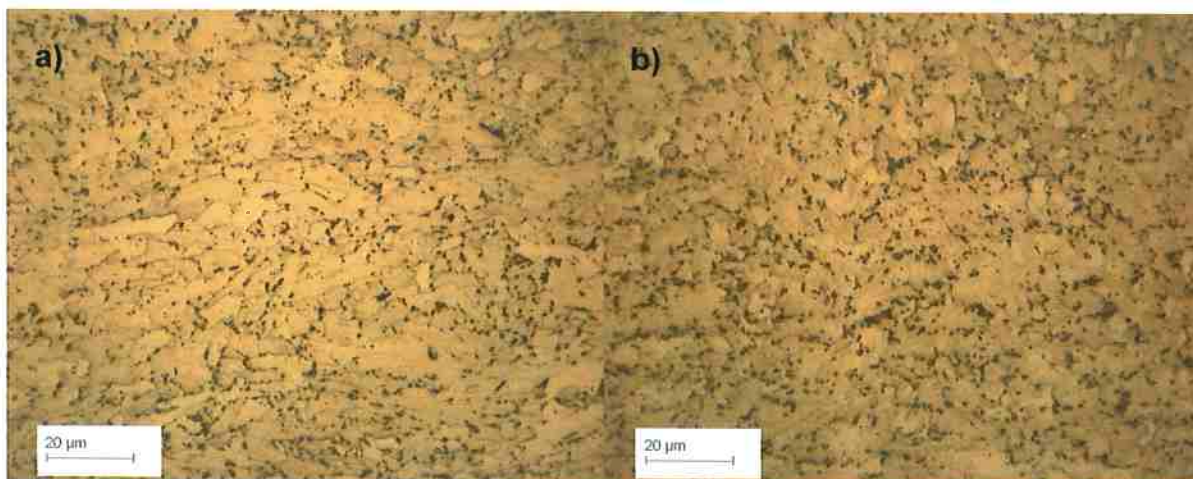




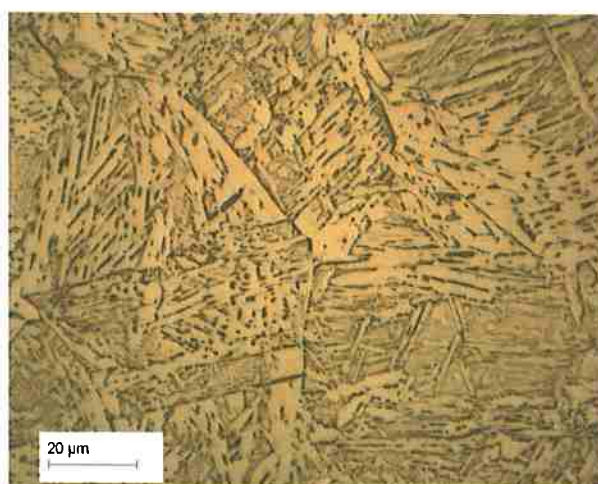
**Figura 65:** A563. Klemm; **a)** Ciclo 4; 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); **b)** Ciclo 4, 30% def. ( $0.10\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).



**Figura 66:** A563. Klemm. **a)** Ciclo 4, 50% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); **b)** Ciclo 4, 30% def. ( $10.00\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).

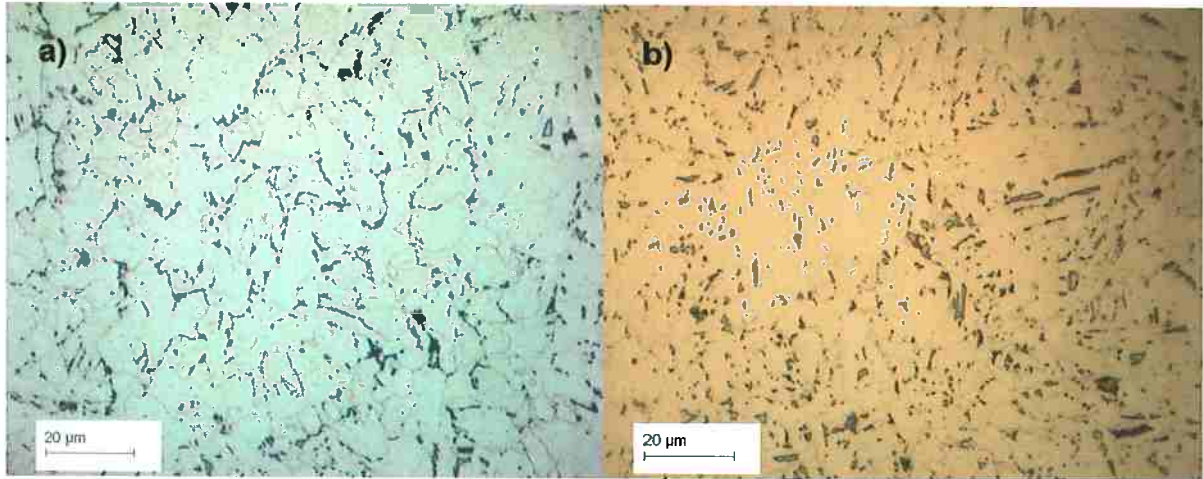


**Figura 67 :** A580. Le Pera; a) Material industrial (referência);  $\frac{1}{4}$  da espessura; b) Material industrial (de referência); superfície.

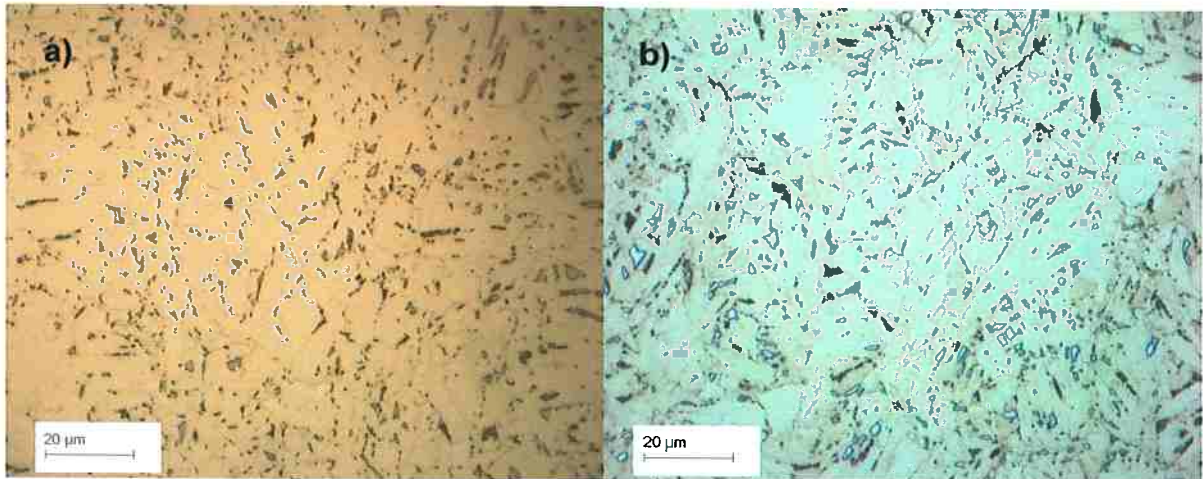


**Figura 68:** A580. Material inicial. Le Pera.

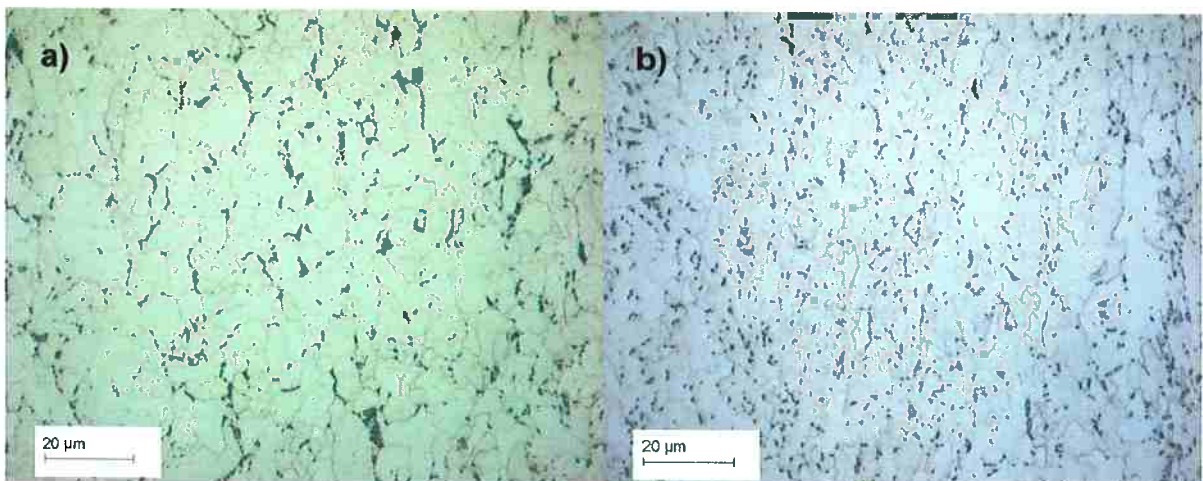




**Figura 69:** A580. Le Pera; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).

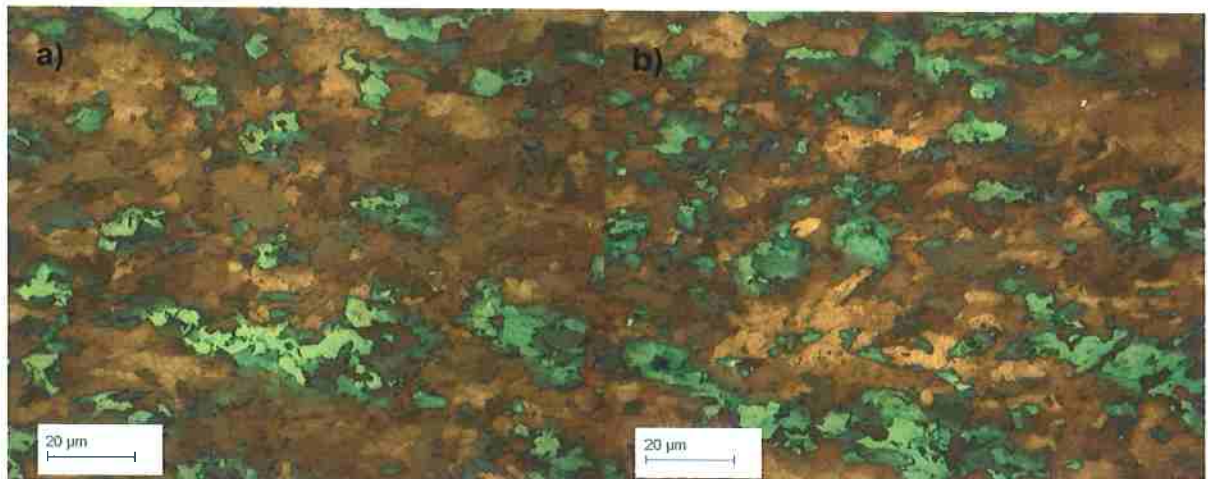


**Figura 70:** A580. Le Pera; a) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4, 30% def. ( $10.00\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).

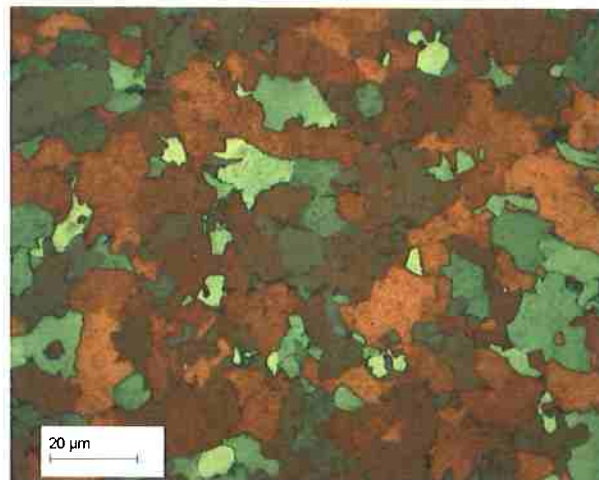


**Figura 71:** A580. Le Pera. a) Ciclo 4; 50% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4, 70% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).

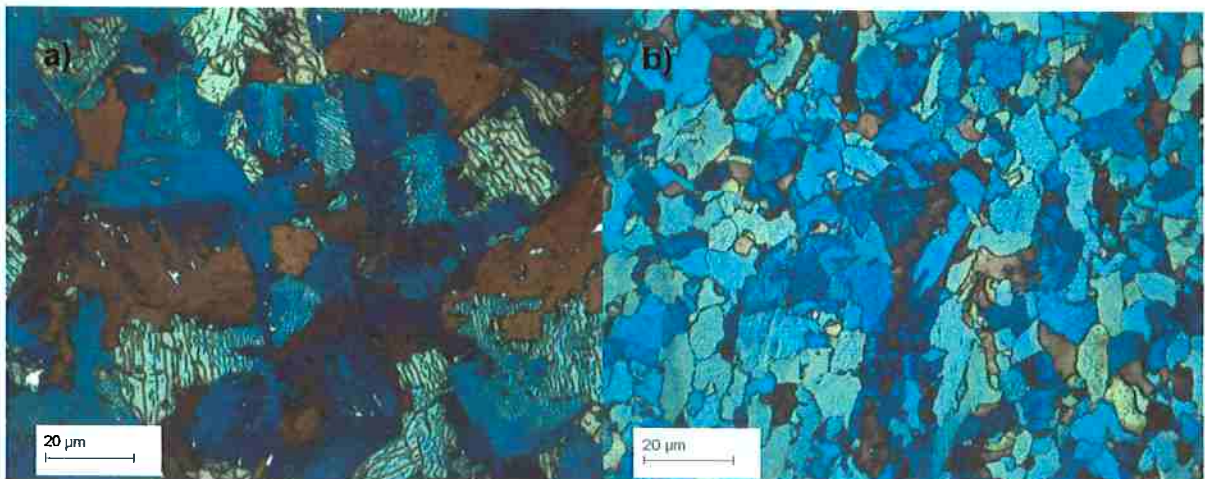




**Figura 72:** A580. Klemm; a) Material industrial (referência); 1/4 da espessura; b) Material industrial (referência), superfície.

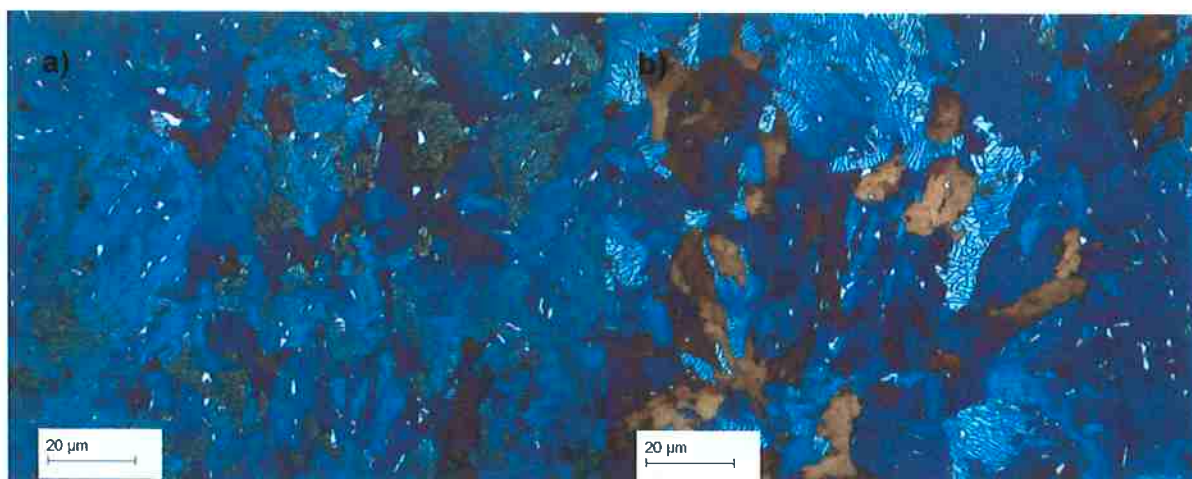


**Figura 73:** A580. Klemm; a) Ciclo 1; 0% def.  $10^{\circ}\text{C/s}$  a  $550^{\circ}\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}\text{C}$ ).

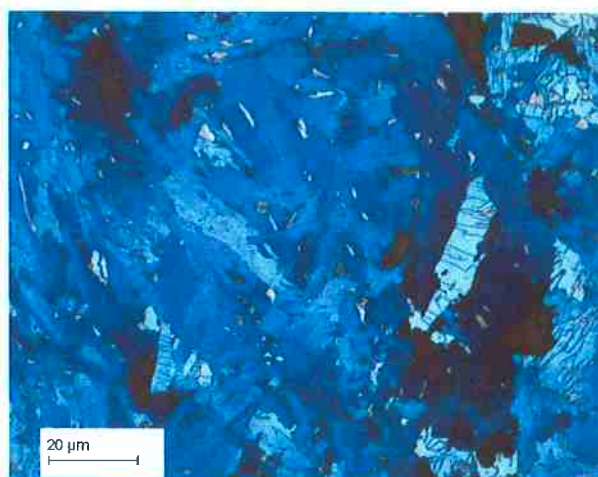


**Figura 74:** A580. Klemm; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^{\circ}\text{C/s}$  a  $550^{\circ}\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 50% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^{\circ}\text{C/s}$  a  $550^{\circ}\text{C}$  seguido de resfriamento lento ( $200^{\circ}\text{C}$ ).

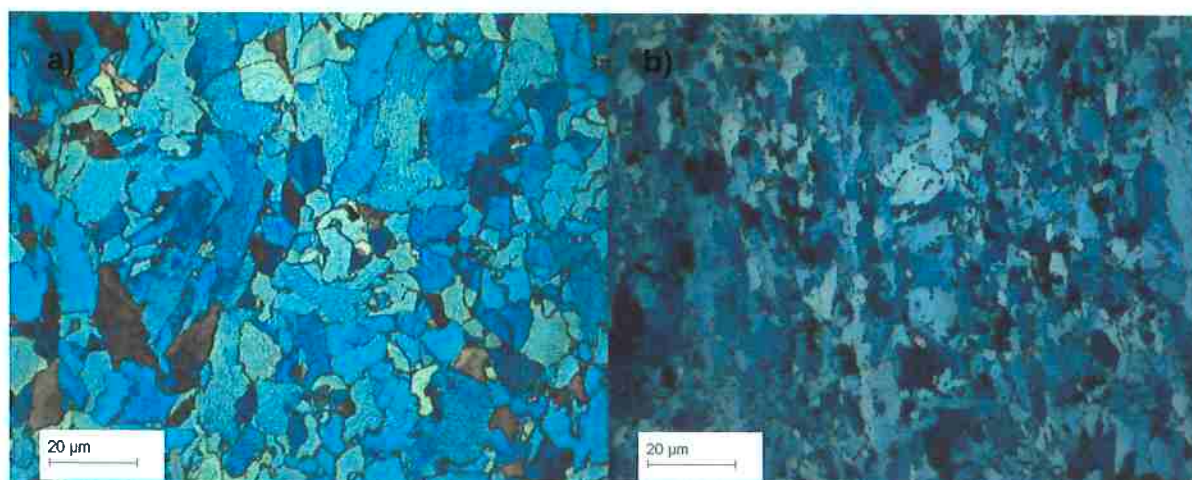




**Figura 75:** A580. Klemm; a) Ciclo 4, 30% def. ( $0.10\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 30% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento.



**Figura 76:** A580. Klemm; Ciclo 4, 30% def. ( $10.00\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).



**Figura 77:** A580. Klemm. a) Ciclo 4; 50% def. ( $0.01\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ); b) Ciclo 4; 70% def. ( $1.00\text{s}^{-1}$ );  $10^\circ\text{C/s}$  a  $550^\circ\text{C}$  seguido de resfriamiento lento ( $200^\circ\text{C}$ ).