

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E**  
**ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DESENVOLVIMENTO DE NOVOS AÇOS INOXIDÁVEIS *LEAN* – PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E TRIBOLÓGICAS

Rinara Gregório Silva

São Carlos-SP  
2024



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E**  
**ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**DESENVOLVIMENTO DE NOVOS AÇOS INOXIDÁVEIS *LEAN* – PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E TRIBOLÓGICAS**

Rinara Gregório Silva

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de  
Materiais como requisito parcial à obtenção do título  
de MESTRA EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE  
MATERIAIS

Orientador: Dr. Guilherme Yuuki Koga

Coorientador: Dr. Wilian da Silva Labiapari

Agência Financiadora: (EMBRAPII-UFSCar-APERAM-Processo: 23112.011471/2021-14)

São Carlos-SP

2024





## DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais que sempre me apoiaram e acreditaram no meu potencial, sem eles nada disso seria possível.

## VITAE

Bacharel em Engenharia Química pelo Centro Universitário do Leste de Minas Gerais (2020).



A respectiva defesa ocorreu na modalidade fechada ao público.





## UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia  
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

---

### Folha de Aprovação

---

Defesa de Dissertação de Mestrado da candidata Rinara Gregório Silva, realizada em 24/04/2024.

### Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga (UFSCar)

Prof. Dr. Piter Gargarella (UFSCar)

Prof. Dr. Witor Wolf (UFMG)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.



## **AGRADECIMENTOS**

A Deus primeiramente.

Aos meus orientadores Dr. Guilherme Yuuki Koga e Dr. Wilian da Silva Labiapari, pela disponibilidade e orientação na elaboração deste trabalho.

Aos amigos e demais docentes do curso de pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

A minha família e namorado por todo apoio emocional e financeiro durante esse trabalho.

À APERAM SOUTH AMERICA, pela colaboração na execução dos procedimentos realizados e financiamento da bolsa de estudos.

Ao pesquisador Cláudio Moreira de Alcântara e os técnicos dos laboratórios do Centro de Pesquisa da Aperam South America por todo suporte e apoio com os ensaios desta pesquisa.

Ao PPGCEM – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

À EMBRAPPII – Empresa Brasileira de Pesquisa e Inovação Industrial, pelo apoio financeiro para realização deste trabalho com bolsa de estudos.

Ao Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) e Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais (CCDM) pela infraestrutura e suporte.

À equipe técnica e administrativa do CCDM - Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.





## RESUMO

Os aços carbono são materiais atrativos devido ao seu baixo custo e resistência mecânica satisfatória para diversas aplicações de engenharia. O seu reduzido preço deve-se ao baixo teor de elementos de liga, tais como o Cr, porém resulta em uma reduzida resistência à corrosão. Em contrapartida, os aços inoxidáveis são caracterizados por sua excelente combinação entre resistência mecânica e à corrosão, normalmente com teor de Cr superior a 10,5 %m. Existe uma grande região composicional ainda pouco explorada de aços contendo Cr na faixa entre 6 – 11 %m. Esses aços, inoxidáveis *lean*, podem ser promissores e competitivos em aplicações onde há meio aquoso, cuja agressividade é baixa para aços inoxidáveis tradicionais, porém elevada para aços carbono. Dessa forma, o objetivo desse projeto foi produzir e avaliar a resistência mecânica e ao desgaste de ligas com baixo teor de Carbono (< 200 ppm) e teor de cromo variando entre 6 e 11%. Esses aços foram produzidos em um forno de indução à vácuo no Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar e laminados, recozidos e decapados na Aperam, em Timóteo – MG. Logo após, as ligas produzidas foram caracterizadas em termos de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas em testes de tração e dureza. A etapa seguinte avaliou a resistência ao desgaste abrasivo de chapas nas condições recozidas e temperadas por meio das técnicas de microesclerometria e roda de borracha. Os resultados mostraram que a resistência mecânica das ligas aumenta com o aumento do teor de cromo para a condição recozida. Por outro lado, na condição temperada, consegue-se manter as propriedades para todas as ligas em patamares similares ao AISI 410, podendo atingir 1GPa de resistência à tração e uma dureza de ~270 HV. Os ensaios de desgaste abrasivo mostraram que a condição temperada apresenta maior resistência e o mecanismo de desgaste predominante foi o micro-sulcamento. A partir dos resultados deste trabalho concluímos que a microestrutura martensítica não é tão frágil, é forte, dura, mais resistente ao desgaste abrasivo e podemos remover o cromo, mantendo o mesmo nível de resistência mecânica para as ligas *lean*.

**Palavras-chave:** Aço inoxidável; Desgaste; Tribologia; Propriedades mecânicas



## ABSTRACT

### DEVELOPMENT OF NEW LEAN STAINLESS STEELS – MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES

Carbon steels are attractive materials given their low cost and satisfactory mechanical strength for various engineering applications. The low price of carbon steel is ascribed to the reduced content of alloying elements, such as Cr, but with the expense of the corrosion resistance. Stainless steels, in turn, combine high mechanical and corrosion resistances, this latter assured by the higher Cr levels, normally above 10.5 wt%. A large compositional region of steels containing Cr in the range between 6 and 11 wt% is still little explored. These Cr-lean steels promise as competitive alternatives for applications in presence of aqueous medium, whose aggressiveness is low for traditional stainless steels, but high for carbon steels. Thus, this project aims to produce and to evaluate the mechanical and wear resistances of steels with low carbon content (< 200 ppm) and chromium varying between 6 and 11%. The steels were produced in a vacuum induction furnace at the Materials Engineering Department at UFSCar and rolled, annealed, and pickled at Aperam, in Timóteo – MG. The alloys were characterized in terms of chemical composition, microstructure and mechanical properties in tensile tests. Wear resistance under annealed and tempered conditions was assessed through the microsclerometry and dry sand in a rubber wheel. The results showed that the mechanical strength increases with the increase of the chromium content for the annealed condition. On the other hand, in the quenched condition similar properties for all alloys was observed regardless of the Cr content, ~1GPa of tensile strength and a hardness of ~270 HV. The abrasive wear tests showed that the quenched condition has higher resistance, and the predominant wear mechanism was micro-grooving. From this work results we conclude that the martensitic microstructure is not so fragile, it is strong, hard, more resistant to abrasive wear and we can remove the chromium while maintaining the same mechanical strength level for lean alloys.

**Keywords:** Stainless steel; Wear; Tribology; Mechanical properties.



## SUMÁRIO

|                                                                              | Pág. |
|------------------------------------------------------------------------------|------|
| FOLHA DE APROVAÇÃO.....                                                      | i    |
| AGRADECIMENTOS .....                                                         | iii  |
| RESUMO .....                                                                 | v    |
| ABSTRACT .....                                                               | vii  |
| SUMÁRIO .....                                                                | ix   |
| ÍNDICE DE TABELAS .....                                                      | xi   |
| ÍNDICE DE FIGURAS .....                                                      | xiii |
| SÍMBOLOS E ABREVIATURAS .....                                                | xix  |
| 1 INTRODUÇÃO .....                                                           | 1    |
| 2 REVISÃO DA LITERATURA .....                                                | 3    |
| 2.1 Aços inoxidáveis .....                                                   | 3    |
| 2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos .....                                      | 3    |
| 2.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos .....                                   | 5    |
| 2.2 Endurecimento por solução sólida .....                                   | 7    |
| 2.2.1 Efeito do Cromo .....                                                  | 9    |
| 2.3 Processamento .....                                                      | 11   |
| 2.3.1 Microestrutura ferrítica .....                                         | 11   |
| 2.3.2 Microestrutura martensítica.....                                       | 14   |
| 2.4 Tribologia: atrito e desgaste .....                                      | 19   |
| 2.4.1 Desgaste Abrasivo .....                                                | 20   |
| 2.4.2 Desgaste por deslizamento.....                                         | 27   |
| 2.5 Micro-abrasão .....                                                      | 30   |
| 2.5.1 Esclerometria .....                                                    | 30   |
| 2.5.2 Parâmetros que afetam o desgaste micro-abrasivo.....                   | 32   |
| 2.5.3 Resistência à abrasão de aços inoxidáveis.....                         | 34   |
| 2.5.4 Efeito da tenacidade dos aços inoxidáveis no comportamento ao desgaste | 36   |
| 3 MATERIAIS E MÉTODOS .....                                                  | 39   |
| 3.1 Seleção de materiais.....                                                | 39   |
| 3.2 Cálculos termodinâmicos para os aços inoxidáveis <i>lean</i> .....       | 40   |
| 3.3 Processamento termomecânico.....                                         | 41   |
| 3.3.1 Preparação das amostras .....                                          | 41   |

|                                                                              |     |
|------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 3.3.2 Laminação piloto em laboratório .....                                  | 43  |
| 3.3.3 Recozimento em box .....                                               | 46  |
| 3.3.4 Têmpera.....                                                           | 47  |
| 3.4 Caracterização química .....                                             | 49  |
| 3.5 Ensaio mecânicos .....                                                   | 50  |
| 3.6 Análise metalográfica.....                                               | 51  |
| 3.7 Ensaio de microesclerometria.....                                        | 51  |
| 3.8 Ensaio de roda de borracha .....                                         | 53  |
| 3.9 Caracterização estrutural .....                                          | 54  |
| 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....                                               | 57  |
| 4.1 Cálculos termodinâmicos para os aços inoxidáveis <i>lean</i> .....       | 57  |
| 4.2 Caracterização química .....                                             | 82  |
| 4.3 Caracterização estrutural .....                                          | 83  |
| 4.3.1 Análise metalográfica.....                                             | 83  |
| 4.3.2 DRX .....                                                              | 89  |
| 4.3.3 MEV e EBSD.....                                                        | 91  |
| 4.4 Ensaio mecânicos .....                                                   | 98  |
| 4.4.1 Tração.....                                                            | 98  |
| 4.4.2 Dureza .....                                                           | 101 |
| 4.5 Microesclerometria.....                                                  | 103 |
| 4.5.1 Coeficiente de atrito .....                                            | 103 |
| 4.5.2 Profundidade de penetração .....                                       | 105 |
| 4.5.3 Retorno elástico .....                                                 | 106 |
| 4.5.4 MEV .....                                                              | 107 |
| 4.5.5 Volume desgastado .....                                                | 111 |
| 4.5.6 Razão entre o volume desgastado e o volume de fluxo plástico deslocado | 112 |
| 4.6 Roda de borracha .....                                                   | 114 |
| 5 CONCLUSÕES .....                                                           | 117 |
| 6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS .....                                     | 121 |
| 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....                                           | 123 |
| APÊNDICE.....                                                                | 133 |

## ÍNDICE DE TABELAS

|                                                                                                              | Pág. |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------|
| Tabela 1. Temperaturas críticas de transformação de fases considerando a liga com 11,1 %Cr [22]. .....       | 13   |
| Tabela 2. Aços ensaiados via micro-abrasão [3,54].....                                                       | 35   |
| Tabela 3. Coeficiente de atrito e taxa de desgaste dos corpos de prova [57]. .....                           | 38   |
| Tabela 4. Composições nominais dos aços inoxidáveis lean a serem produzidos. ....                            | 40   |
| Tabela 5. Composição do aço 410Std utilizado nas 7 fusões. ....                                              | 41   |
| Tabela 6. Composição do aço AISI 1004 utilizado nas fusões das ligas de 6 a 10% <sub>m</sub> de Cr. ....     | 42   |
| Tabela 7. Composição do cromo comercialmente puro utilizado na fusão da liga de 11% <sub>m</sub> de Cr. .... | 42   |
| Tabela 8. Receita dos passes de laminação a quente. ....                                                     | 45   |
| Tabela 9. Detalhamento do procedimento D da norma ASTM G65-16 [60]. ....                                     | 53   |
| Tabela 10. Temperaturas da solidificação no equilíbrio das ligas. ....                                       | 71   |
| Tabela 11. Temperaturas de transformação ferrita- $\delta$ para austenita- $\gamma$ das ligas. ....          | 72   |
| Tabela 12. Temperaturas de transformação austenita- $\gamma$ para ferrita- $\alpha$ das ligas. ....          | 72   |
| Tabela 13. Temperaturas iniciais de precipitação das fases deletérias das ligas. ....                        | 73   |
| Tabela 14. Temperatura de início e final da fase $\sigma$ . ....                                             | 74   |
| Tabela 15. Fases resultantes da solidificação em equilíbrio .....                                            | 74   |
| Tabela 16. Temperaturas das curvas de solidificação por Scheil. ....                                         | 78   |
| Tabela 17. Máximas frações de fases deletérias formadas para cada liga. ....                                 | 80   |
| Tabela 18. Composição química real das ligas após laminação a quente. ....                                   | 82   |





## ÍNDICE DE FIGURAS

|                                                                                                                                                                                                                                                         | Pág. |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------|
| Figura 1. Diagrama de fase do sistema Fe-Cr (Adaptado de [6]).....                                                                                                                                                                                      | 5    |
| Figura 2. Efeito do endurecimento por solução sólida causado pela adição de elementos de liga no ferro puro (Adaptado de [19]). .....                                                                                                                   | 11   |
| Figura 3. Micrografia óptica de aço inoxidável ferrítico AISI 430 [20].....                                                                                                                                                                             | 12   |
| Figura 4. Diagrama de fases calculado em função do conteúdo de Cr usando o software MatCalc, mantidos os conteúdos dos demais elementos, de acordo com a composição química do aço inoxidável ferrítico [22]. .....                                     | 13   |
| Figura 5. Fração em massa das fases e compostos do aço inoxidável estudado em função da temperatura [22]. .....                                                                                                                                         | 14   |
| Figura 6. Diagrama pseudobinário do sistema Fe-C-Cr [8]. .....                                                                                                                                                                                          | 15   |
| Figura 7. Microestrutura de um aço inoxidável martensítico temperado [28]. .....                                                                                                                                                                        | 17   |
| Figura 8. Variação de Ms em função da taxa de resfriamento [31]. .....                                                                                                                                                                                  | 19   |
| Figura 9. Ilustração das diferenças entre (a) abrasão de dois corpos, (b) abrasão de três corpos e (c) erosão (Adaptado de [32]).....                                                                                                                   | 21   |
| Figura 10. Esquema dos micromecanismos de desgaste abrasivo, sendo (a) micro-sulcamento, (b) micro-corte, (c) micro-fadiga e (d) micro-lascamento (adaptado de [35]). .....                                                                             | 22   |
| Figura 11. Relação entre a dureza do abrasivo e do material na transição de desgaste suave para severo [34]. .....                                                                                                                                      | 23   |
| Figura 12. (a) Esquema do equipamento utilizado nos ensaios de desgaste em amostras de aço AISI 1020 revestido com WC-12% Co. (b) Resultados obtidos com a utilização dos abrasivos SiO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> e SiC [36]. ..... | 24   |
| Figura 13. SEM micrografia de partículas de sílica: (a) arredondada e (b) angular. Escala das barras 100 µm [32]. .....                                                                                                                                 | 24   |
| Figura 14. Dureza dos carbonetos [40]. .....                                                                                                                                                                                                            | 25   |
| Figura 15. Dureza de indentação Hi em função da profundidade de indentação h de X40CrMoV5-1 e os carbonetos NbC, WC e VC [41]. .....                                                                                                                    | 26   |
| Figura 16. O efeito do tamanho do carboneto no comportamento de desgaste de ligas à base de Co durante o teste de roda de borracha (Adaptado de [39]). .....                                                                                            | 27   |
| Figura 17. A ação de bloqueio promovida por um carboneto de Cromo em um arranhão manual feito com um fragmento de vidro [42]. .....                                                                                                                     | 27   |

|                                                                                                                                                                                                                                                |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 18. Representação da variação do ângulo de ataque com a profundidade penetrada para indentadores de ponta esférica [50]. .....                                                                                                          | 31 |
| Figura 19. Mudança da dinâmica da partícula em função da força normal aplicada e da concentração de abrasivo para dois agentes distintos. (a) Diamante com $\phi = \pm 3,0 \mu\text{m}$ e (b) SiC com $\phi = \pm 4,5 \mu\text{m}$ [52]. ..... | 33 |
| Figura 20. Evolução do coeficiente de desgaste com o tempo de ensaio para (a) liga metálica temperada e revenida sem carbonetos e (b) com carbonetos de V e Mo (Adaptado de [48]). .....                                                       | 34 |
| Figura 21. Resultados dos ensaios de micro-abrasão para diferentes materiais [54]. ..                                                                                                                                                          | 35 |
| Figura 22. Resultados de desgaste por deslizamento de partículas em meio úmido, com tempo de espera [54]. .....                                                                                                                                | 36 |
| Figura 23. Fluxograma das etapas executadas. ....                                                                                                                                                                                              | 39 |
| Figura 24. Processo de fundição das ligas lean. ....                                                                                                                                                                                           | 42 |
| Figura 25. Processamento termomecânico do aço 410 D. ....                                                                                                                                                                                      | 43 |
| Figura 26. Curva obtida durante o aquecimento das amostras. ....                                                                                                                                                                               | 44 |
| Figura 27. a) Forno resistivo Combustol usado no aquecimento das amostras. b) Laminador piloto. ....                                                                                                                                           | 45 |
| Figura 28. Amostras 9% Cr após laminação a quente. ....                                                                                                                                                                                        | 46 |
| Figura 29. Curva de recozimento em box para as amostras. ....                                                                                                                                                                                  | 47 |
| Figura 30. Processo de têmpera. ....                                                                                                                                                                                                           | 48 |
| Figura 31. Soprador utilizado no resfriamento ao ar forçado. ....                                                                                                                                                                              | 48 |
| Figura 32. Curva de aquecimento e resfriamento de têmpera. ....                                                                                                                                                                                | 49 |
| Figura 33. Dimensões em milímetros do corpo de prova para ensaio de tração conforme norma ASTM – E8/E8M-13A [2]. ....                                                                                                                          | 50 |
| Figura 34. MICRO COMBI TESTER (MCT3) Step 500 da Anton Paar. ....                                                                                                                                                                              | 52 |
| Figura 35. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura do aço 410PD. ....                                                                                                                                               | 59 |
| Figura 36. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura do aço 410PD com aumento na região final do resfriamento. ....                                                                                                   | 60 |
| Figura 37. Microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 410D - Microscopia ótica (Cortesia Aperam South America, Brazil). ....                                                                                                              | 61 |
| Figura 38. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 11 %m de Cr. ....                                                                                                                                    | 62 |

|                                                                                                                                                        |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 39. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 11 %m de Cr com aumento na região final do resfriamento..... | 63 |
| Figura 40. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 10 %m de Cr.....                                             | 64 |
| Figura 41. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 10 %m de Cr com aumento na região final de resfriamento..... | 65 |
| Figura 42. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 9 %m de Cr.....                                              | 66 |
| Figura 43. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 9 %m de Cr com aumento na região final de resfriamento.....  | 66 |
| Figura 44. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 8 %m de Cr.....                                              | 67 |
| Figura 45. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 8% m de Cr com aumento na região final de resfriamento.....  | 68 |
| Figura 46. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 7 %m de Cr.....                                              | 68 |
| Figura 47. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 7 %m de Cr com aumento na região final de resfriamento.....  | 69 |
| Figura 48. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 6 %m de Cr.....                                              | 70 |
| Figura 49. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 6 %m de Cr com aumento na região final do resfriamento.....  | 71 |
| Figura 50. Curva de solidificação de Scheil para o aço 410PD.....                                                                                      | 76 |
| Figura 51. Curva de solidificação de Scheil para a liga de 11% m de Cr. ....                                                                           | 77 |
| Figura 52. Curva de solidificação de Scheil para a liga de 6% m de Cr. ....                                                                            | 77 |
| Figura 53. Isopleta em função do teor de Cr e Fe. Os elementos C, Ni, Si, N e Mn permaneceram constantes.....                                          | 79 |
| Figura 54. Microestrutura do aço 410Std antes e depois do recozimento.....                                                                             | 83 |
| Figura 55. Microestrutura da liga de 6% de Cr antes e depois do recozimento. ....                                                                      | 83 |
| Figura 56. Microestrutura da liga de 7% de Cr antes e depois do recozimento. ....                                                                      | 84 |
| Figura 57. Microestrutura da liga de 8% de Cr antes e depois do recozimento. ....                                                                      | 84 |
| Figura 58. Microestrutura da liga de 9% de Cr antes e depois do recozimento. ....                                                                      | 84 |
| Figura 59. Microestrutura da liga de 10% de Cr antes e depois do recozimento. ....                                                                     | 85 |

|                                                                                                                                                       |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 60. Microestrutura da liga de 11% de Cr antes e depois do recozimento. ....                                                                    | 85 |
| Figura 61. Tamanho de grão médio pelo método do intercepto das ligas lean e o aço 410Std após o recozimento.....                                      | 86 |
| Figura 62. Aço 410Std após a têmpera.....                                                                                                             | 87 |
| Figura 63. Liga 6% de Cr após a têmpera.....                                                                                                          | 87 |
| Figura 64. Liga 7% de Cr após a têmpera.....                                                                                                          | 87 |
| Figura 65. Liga 8% de Cr após a têmpera.....                                                                                                          | 87 |
| Figura 66. liga 9% de Cr após a têmpera.....                                                                                                          | 87 |
| Figura 67. Liga 10% de Cr após a têmpera.....                                                                                                         | 87 |
| Figura 68. Liga 11% de Cr após a têmpera.....                                                                                                         | 88 |
| Figura 69. Difratomogramas de raios X para as amostras lean e o aço 410Std na condição recozida.....                                                  | 89 |
| Figura 70. Difratomogramas de raios X para as amostras lean e o aço 410Std na condição temperada. ....                                                | 90 |
| Figura 71. Imagem de MEV do aço 410Std recozido.....                                                                                                  | 91 |
| Figura 72. Imagens de MEV das ligas lean recozidas. a) 6% de cromo b) 7% de cromo c) 8% de cromo d) 9% de cromo e) 10% de cromo f) 11% de cromo. .... | 92 |
| Figura 73. Tamanho de grão médio das ligas lean e do aço 410Std após o recozimento por EBSD. ....                                                     | 92 |
| Figura 74. Análise de fases por EBSD das ligas recozidas. a) 6% de cromo b) aço 410Std c) 11% de cromo.....                                           | 93 |
| Figura 75. Análise de orientação cristalográfica de EBSD das ligas recozidas. a) 6% de cromo b) aço 410Std c) 11% de cromo.....                       | 94 |
| Figura 76. Imagem de MEV do aço 410Std temperado. ....                                                                                                | 95 |
| Figura 77. Imagens de MEV das ligas lean temperadas. a) 6% de cromo b) 7% de cromo c) 8% de cromo d) 9% de cromo e) 10% de cromo f) 11% de cromo..... | 96 |
| Figura 78. Análise de orientação cristalográfica de EBSD das ligas temperadas. a) 6% de cromo b) aço 410Std c) 11% de cromo. ....                     | 96 |
| Figura 79. Análise de fases por EBSD das ligas temperadas. a) 6% de cromo b) aço 410Std c) 11% de cromo.....                                          | 97 |
| Figura 80. Curva verdadeira para as amostras lean e o aço 410Std na condição recozida.....                                                            | 99 |

|                                                                                                                                                                                  |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Figura 81. Curva verdadeira para as amostras lean e o aço 410Std na condição temperada.....                                                                                      | 99  |
| Figura 82. Propriedades mecânicas para as amostras lean e o aço 410Std na condição recozida.....                                                                                 | 100 |
| Figura 83. Propriedades mecânicas para as amostras lean e o aço 410Std na condição temperada.....                                                                                | 100 |
| Figura 84. Dureza para as amostras lean e o aço 410Std na condição recozida. ....                                                                                                | 102 |
| Figura 85. Dureza para as amostras lean e o aço 410Std na condição temperada. ...                                                                                                | 102 |
| Figura 86. Coeficiente de atrito para os aços lean e o aço 410Std. a) Amostras recozidas b) amostras temperadas. ....                                                            | 104 |
| Figura 87. Profundidade de penetração para os aços lean e o aço 410Std. a) Amostras recozidas b) amostras temperadas. ....                                                       | 105 |
| Figura 88. Retorno elástico para os aços lean e o aço 410Std. a) Amostras recozidas b) amostras temperadas.....                                                                  | 106 |
| Figura 89. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 6% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 6% de cromo temperada. ....   | 107 |
| Figura 90. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 7% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 7% de cromo temperada. ....   | 108 |
| Figura 91. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 8% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 8% de cromo temperada. ....   | 108 |
| Figura 92. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 9% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 9% de cromo temperada. ....   | 109 |
| Figura 93. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 10% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 10% de cromo temperada. .... | 109 |
| Figura 94. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 11% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 11% de cromo temperada. .... | 110 |

|                                                                                                                                                                              |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Figura 95. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra do aço 410Std recozido. b) Risco na amostra do aço 410Std temperado. .... | 110 |
| Figura 96. Taxa de desgaste para as ligas lean e o aço 410Std na condição recozida (R) e temperada (T).....                                                                  | 111 |
| Figura 97. Razão entre o volume desgastado e o volume de fluxo plástico para as ligas lean e o aço 410Std na condição recozida (R).....                                      | 112 |
| Figura 98. Razão entre o volume desgastado e o volume de fluxo plástico para as ligas lean e o aço 410Std na condição temperada (T). ....                                    | 113 |
| Figura 99. Taxa de desgaste para as ligas lean e o aço 410Std na condição recozida. ....                                                                                     | 115 |
| Figura 100. Taxa de desgaste para as ligas lean e o aço 410Std na condição temperada. ....                                                                                   | 116 |

## SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

**AISI:** American Iron and Steel Institute

**ASTM:** American Standard for Testing of Materials

**Ae<sub>1</sub>:** Fim da transformação da austenita em ferrita  $\alpha$

**Ae<sub>3</sub>:** Início de transformação da austenita em ferrita  $\alpha$

**Ae<sub>4</sub>:** Temperatura de fim de transformação da ferrita  $\delta$  em austenita

**Ae<sub>5</sub>:** Início de transformação da ferrita  $\delta$  em austenita

**Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:** Óxido de alumínio

**BQ:** Bobina laminada a quente

**C:** Carbono

**CCC:** Cúbica de corpo centrado

**CFC:** Cúbica de face centrada

**Cr:** Cromo

**Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>:** Carboneto de Cromo

**DEMa:** Departamento de Engenharia de Materiais

**DRX:** Difração de raio-X

**EBSD:** Difração de retroespalhamento de elétrons

**Fe:** Ferro

**Fe<sub>3</sub>C:** Cementita

**H:** Hidrogênio

**MC:** Um tipo de carboneto

**M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>:** um tipo de carboneto de Cromo

**M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>:** um tipo de carboneto de Cromo

**MEV:** Microscópio eletrônico de varredura

**Mn:** Manganês

**Ms:** Martensita

**Mo:** Molibdênio

**N:** Nitrogênio

**Nb:** Nióbio

**Ni:** Níquel

**O:** oxigênio

**O.E.C.D:** Organizaton for Economic Cooperation and Development

**P:** Fósforo

**PIB:** Produto Interno Bruto

**SEM:** Scanning electron microscopy

**R:** Recozido

**Si:** Silício

**SiC:** Carbeto de silício

**SiO<sub>2</sub>:** Dióxido de silício

**T:** Temperado

**TCC:** Tetragonal de corpo centrado

**Ti:** Titânio

**UFSCar:** Universidade Federal De São Carlos

**VC:** Um tipo de carboneto

**WC:** Um tipo de carboneto

**WCO:** World Corrosion Organization

**α:** alfa

**β:** beta

**ε:** soluto

**δ:** delta

**γ:** gama

**μ:** micras

**ν:** Coeficiente de Poisson

**τ :** Tensão de cisalhamento

**φ:** ângulo de Euler



## 1 INTRODUÇÃO

O desgaste de componentes de engenharia é um recorrente processo de degradação com consequências geralmente deletérias. Ainda hoje, um dos problemas que mais aflige engenheiros e técnicos nas indústrias é o prolongamento da vida útil desses componentes de máquinas e equipamentos por apresentar um custo muito elevado para as empresas. No âmbito mundial, os impactos da corrosão e desgaste apresentam um cenário devastador, e através dos dados disponibilizados pelo Banco Mundial e pela Organização Mundial de Corrosão (WCO, em inglês), cerca de 8% do PIB global são gastos relacionados com manutenções associadas à corrosão e desgaste de materiais [1].

Os aços carbono são materiais atrativos devido ao seu baixo custo e resistência mecânica satisfatória para diversas aplicações de engenharia. O seu reduzido preço deve-se ao baixo teor de elementos de liga onerosos, tais como o Cr, porém resulta em uma reduzida resistência à corrosão. Por outro lado, os aços inoxidáveis são caracterizados por sua excelente combinação entre resistência mecânica e à corrosão, porque apresentam maiores teores de Cr, normalmente superiores à 10,5 %m. O cromo é um efetivo elemento em ligas ferrosas, principalmente empregado para aumentar a temperabilidade e a resistência à corrosão, bem como a resistência ao desgaste.

Com isso, existe uma grande região composicional ainda pouco explorada de aços contendo Cr na faixa entre 6 e 11 %m. Esses aços, aqui denominados inoxidáveis *lean*, contém Cr superior ao de aços carbono e abaixo de aços inoxidáveis tradicionais. Eles podem ser promissores e competitivos em aplicações onde há meio aquoso, cuja agressividade é baixa para aços inoxidáveis tradicionais, entretanto elevada para aços carbono. Dessa forma, podemos obter características de elevada resistência ao desgaste e à corrosão com um preço mais competitivo. É nesse cenário que as vantagens vinculadas a substituição do aço carbono pelo aço inoxidável em aplicações com meios caracterizados por alta umidade e salinidade se manifestam tão relevantes.

O presente projeto de pesquisa tem o objetivo de produzir e avaliar a resistência mecânica e ao desgaste de ligas com baixo teor de carbono ( $< 200$  ppm) e teor de cromo variando entre 6 e 11%, na condição recozida e na condição temperada. Inicialmente, os lingotes foram produzidos por fundição em forno de indução a vácuo, laminação e recozimento das diferentes ligas. As ligas produzidas foram caracterizadas em termos de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas em testes de tração. A etapa seguinte avaliou a resistência ao desgaste de chapas nas condições recozidas e temperadas de 3 mm. Os resultados desta etapa indicaram o efeito dos diferentes teores de Cr na resistência ao desgaste abrasivo e resistência mecânica, fenômenos que ocorrem em diversas aplicações potenciais, tais como na agroindústria e mineração.

## **2 REVISÃO DA LITERATURA**

### **2.1 Aços inoxidáveis**

Os aços inoxidáveis são ligas à base de ferro com teor de Cr superior à 10,5 %m, quantidade mínima necessária para prevenir a formação de corrosão em atmosferas não poluídas [2]. Suas características inoxidáveis se conferem através da formação de uma película protetora, definida como camada passiva, fina e aderente de óxido e hidróxido, rica em cromo.

A camada passiva é um filme nanométrico rico em O, Fe e Cr, que confere boa resistência à corrosão aos aços inoxidáveis. A passivação eficaz é descrita como sendo a existência de um filme protetor, que restringe o ataque corrosivo considerável do metal abaixo da camada protetora a níveis considerados desprezíveis [3].

Os elementos de liga possuem a habilidade para estabilizar ou promover fases, sendo que o Cr, Mo, Ti e Nb são os alfacênicos, ou estabilizadores da ferrita ( $\alpha$ ), e C, N, Mn e Ni os gamagênicos, ou estabilizadores da austenita ( $\gamma$ ). Assim, dependendo da composição química e microestrutura, os aços inoxidáveis podem ser classificados em diferentes “famílias”, dentre as quais se pode mencionar os ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e os endurecíveis por precipitação [2,3,4]. A escolha do tipo de aço deverá sempre ser feita levando em consideração as necessidades do projeto, visando uma alternativa mais econômica que preencha os requisitos necessários referentes, por exemplo, a sua resistência à corrosão e suas propriedades mecânicas.

#### **2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos**

Os aços inoxidáveis ferríticos são essencialmente ligas com teor de cromo geralmente na faixa de 10,5 a 30%, com pequenas adições de elementos austenitizantes, como o C, N e Ni, mas seu uso, em geral, depende basicamente da quantidade de Cr [2,3]. Usualmente, estes materiais não são endurecíveis por têmpera,

pela ausência ou pouca formação de martensita no resfriamento convencional. O pequeno endurecimento não compensa a fragilidade causada pela martensita, sendo necessário o processo de recozimento para garantir a estrutura ferrítica [4].

O mais popular dos aços ferríticos é o AISI 430 com cromo superior a 16%, sendo um material com alta resistência à corrosão. Estampagens muito profundas são mais complexas de serem atingidas com esse tipo de aço dado a restrição dos sistemas de escorregamento da estrutura cúbica de corpo centrado. A maior limitação para a utilização do aço AISI 430 é sua soldabilidade. As soldas nesse aço são frágeis e de menor resistência à corrosão. A formação parcial da martensita (mesmo com o baixo conteúdo de carbono), a precipitação de carbonitretos de cromo e o crescimento excessivo do tamanho do grão nas regiões soldadas são as principais causas que acarretam a redução das propriedades mecânicas deste material na soldagem. As aplicações do 430 se restringem àquelas que não precisam de soldagem, ou quando as soldas não são consideradas operações de alta responsabilidade [5].

O aço ferrítico AISI 410 tem como principal característica aliar a resistência ao desgaste e à corrosão, normalmente com 12% Cr, mantendo uma microestrutura com grãos ferríticos mais finos, não sujeita a crescimento de grão em temperaturas elevadas. Verificam-se neste aço propriedades mecânicas e soldabilidade comparáveis aos de aços carbono, porém com a vantagem da resistência à corrosão. O consumo desses aços vem aumentando nos últimos anos. Os principais responsáveis por esse fato foi o aumento nas demandas desse aço nos setores de transporte ferroviário e sucroalcooleiro. Sua característica de boa relação entre resistência à corrosão e ao desgaste impulsionam sua utilização nesses setores.

A Figura 1 apresenta o diagrama de fase Fe-Cr com destaque na faixa dos aços ferríticos. Outros elementos são adicionados com o propósito de obter propriedades específicas.

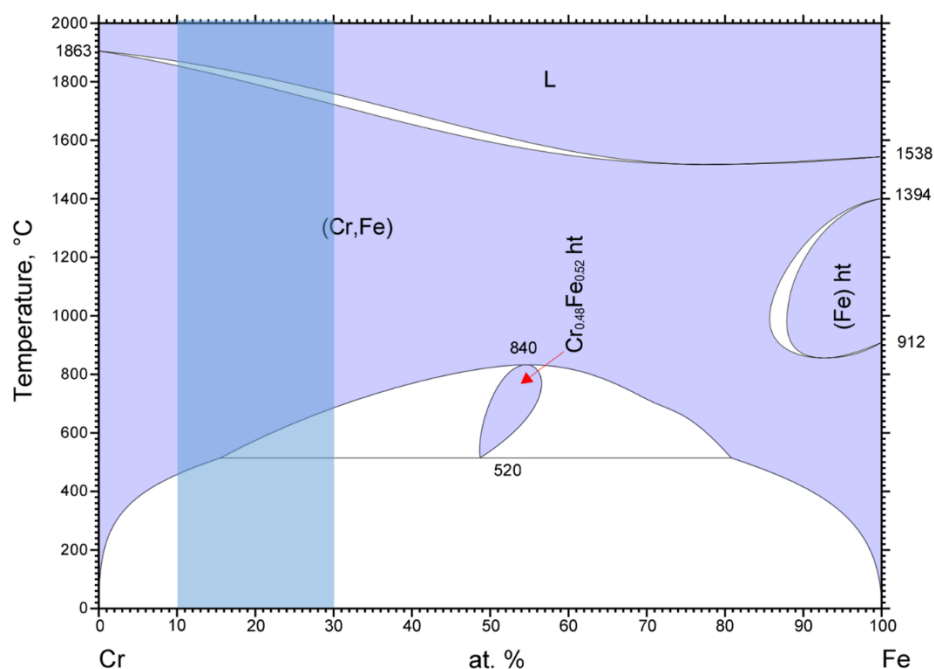


Figura 1. Diagrama de fase do sistema Fe-Cr (Adaptado de [6]).

### 2.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas de Fe-Cr contendo entre 10,5 a 18% de cromo, porém, com teor de carbono mais elevado em relação aos outros aços inoxidáveis, o que permite o endurecimento considerável por tratamento térmico. São austenitizados e temperados, ou seja, são similares aos aços carbono endurecíveis por têmpera. A resistência obtida no tratamento térmico depende da quantidade de carbono na liga, e são normalmente revenidos para aumentar a ductilidade e tenacidade. Aumentando-se o teor de carbono, aumenta-se a dureza, mas em detrimento da ductilidade e da tenacidade [3,9].

Nos aços inoxidáveis martensíticos o carbono está em uma determinada concentração que permite a transformação de ferrita em austenita em altas temperaturas, i.e., expansão do campo austenítico. Durante o resfriamento, a austenita se transforma em martensita, já que o limitado teor de cromo não estabiliza de modo eficaz a ferrita.

A martensita é uma fase muito dura, porém frágil a depender do teor de carbono. Esses aços são fabricados e comercializados pela indústria siderúrgica no estado recozido, com estrutura ferrítica, de baixa dureza e boa ductilidade. Somente depois de um tratamento térmico de têmpera, terão uma estrutura martensítica sendo muito duros e pouco dúcteis [5].

Dentre os aços inoxidáveis martensíticos, o mais conhecido é o aço 420, com pouco mais de 12% de Cr e aproximadamente 0,35% de C. No estado recozido, ferrítico, o 420 não possui boa resistência à corrosão atmosférica. Isso se deve à operação de recozimento que é realizada a uma temperatura próxima aos 760 °C, temperatura na qual o C e o Cr presentes no aço se combinam para formar carboneto de cromo,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , que precipita em regiões mais energéticas, tais como contornos de grão. Cada mol de  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  precipitado possui, em massa, aproximadamente 95% de Cr. Como o aço 420 tem muito carbono e pouco cromo (quando comparado com outros inoxidáveis), praticamente a metade do cromo do aço 420 acaba sendo precipitado e retirado da solução sólida. Nesta condição, o material não resiste à corrosão atmosférica (não existe um mínimo de 10,5% de Cr na solução sólida). Assim, o aço inoxidável 420 (como todos os martensíticos) tem que sofrer a operação da têmpera, que transforma a ferrita em austenita e esta última em martensita durante o resfriamento. Com a têmpera, o carbono forma parte da fase martensítica e não está disponível para ser precipitado como carboneto de cromo. Somente depois de temperados estes materiais alcançam a maior resistência à corrosão [5].

A alta dureza do material temperado (estrutura martensítica) faz com que estes materiais sejam muito utilizados na fabricação de facas, pois a resistência ao desgaste é muito elevada.

Outros aços inoxidáveis martensíticos são variantes do aço 420. O aço AISI 410 possui uma quantidade máxima de carbono de 0,15%. Sendo a martensita uma fase rica em carbono, é evidente que este aço, ao ser temperado, atingirá uma dureza menor que a do 420. Os aços inoxidáveis martensíticos são especificados quando a aplicação requer boa resistência à tração, fluência, e propriedades de resistência à

fadiga, em combinação com resistência à corrosão moderada e resistência ao calor até aproximadamente 650 °C [2,5].

## **2.2 Endurecimento por solução sólida**

A resistência mecânica de um aço estrutural corresponde à somatória das contribuições dos diversos mecanismos de endurecimento atuantes em sua microestrutura. Os principais tipos são: resistência básica dos átomos de ferro; endurecimento por solução sólida proporcionado pelos elementos de liga solubilizados (C, N, P, Mn, Si, Cr, Mo, etc.); endurecimento por refino do tamanho de grão; endurecimento por precipitação de compostos intermetálicos; endurecimento por segunda fase; endurecimento por discordâncias [10].

O endurecimento por solução sólida pode se dar pela substituição do ferro pelo soluto na rede cristalina, sendo denominada, nesse caso, de solução substitucional, e isto se dá para átomos de tamanho próximo ao do Fe. Já a inserção de átomos nos interstícios entre as posições ocupadas pelo ferro dá-se o nome de solução sólida intersticial. O campo de tensões criado pela distorção em torno dos solutos dificulta a movimentação das discordâncias e por consequência, aumenta a resistência mecânica na matriz metálica [11]. A intensidade de seu efeito no endurecimento é função dos seguintes fatores:

- Diferença de tamanho entre os átomos de soluto e o de solvente;
- Perturbações na estrutura eletrônica, que podem estar presentes em termos da diferença no módulo de cisalhamento entre o soluto e solvente;
- Concentração do soluto.

A influência de átomos de soluto se dá na introdução de deformação no reticulado cristalino devido a diferença de diâmetros atômicos. Para a redução da energia total do sistema, associada a presença das discordâncias, há o posicionamento correto dos átomos de soluto: soluto de diâmetro menor que os de solvente colocam-se

em regiões de compressão, e os de diâmetro maior que os de solvente nas regiões de tração. O posicionamento preferencial destes átomos de soluto em regiões de tração e compressão associadas às discordâncias é um obstáculo à movimentação destas, obtendo-se então o aumento de resistência mecânica anteriormente citado [12,13]. Campos de tensão associados a discordâncias em cunha podem ser calculados segundo as equações 1, 2 e 3 [14].

$$\sigma_{xx} = -D \cdot y \cdot \left[ \frac{3x^2 + y^2}{(x^2 + y^2)^2} \right] \quad (1)$$

$$\sigma_{yy} = D \cdot y \cdot \left[ \frac{x^2 - y^2}{(x^2 + y^2)^2} \right] \quad (2)$$

Onde

$$D = \left[ \frac{G \cdot b}{2\pi(1-\nu)} \right] \quad (3)$$

e  $G$  é o módulo de rigidez transversal,  $\nu$  o coeficiente de Poisson e  $b$  o vetor de Burgers associado a discordância em cunha.

Pode-se entender o aumento de resistência mecânica associado a solução sólida como o aumento da tensão de cisalhamento,  $\tau$ , necessária para mover a discordância. Assim, supondo que cada átomo de soluto produz uma força  $F$  de restrição sobre a discordância, e que os átomos de soluto estão espaçados por uma distância média  $d$ , tem-se que o incremento de tensão necessário para a movimentação da discordância por unidade de comprimento desta será:

$$\Delta\tau = \frac{F}{b \cdot d} \quad (4)$$



O espaçamento médio entre átomos de soluto  $d$  pode ser calculado considerando-se sua fração atômica  $x_f$ , seu diâmetro (relacionado ao vetor de Burgers) e distribuição espacial; deste modo pode-se aproximar a expressão anterior por:

$$\Delta\tau = \frac{F}{0,83.b^2} \sqrt{x_f} \quad (5)$$

Já a força  $F$  pode ser entendida como gerada da diferença entre a força de ligação química entre os átomos de soluto e solvente (que pode ser traduzida pela diferença de valores nos módulos de rigidez transversal das espécies atômicas envolvidas) e da deformação sofrida pelo reticulado do solvente devido a presença do soluto ( $\epsilon$ ). Considerando átomos de soluto substitucional que provocam deformação simétrica do reticulado cristalino, o aumento de resistência mecânica representado pelo acréscimo a tensão de cisalhamento pode enfim ser definido como:

$$\Delta\tau = \frac{G.\epsilon}{4} \sqrt{x_f} \quad (6)$$

A contribuição ( $\tau_{ss}$ ) devido ao endurecimento por solução sólida pode ser estimada através da equação 7, onde  $K$  é o coeficiente de endurecimento dos solutos e  $c$  é a concentração de soluto em percentual de massa elevado a  $n$  que depende do material, o mais comum é a relação de Labusch,  $n = \frac{2}{3}$  [14].

$$\tau_{ss} = Kc^n \quad (7)$$

### 2.2.1 Efeito do Cromo

O cromo é o principal elemento de liga do aço inoxidável. É usado principalmente para aumentar a temperabilidade e a resistência à corrosão, bem como

a resistência ao desgaste. Entretanto, por ser um excelente formador de carbonetos e nitretos, devido à grande afinidade ao C o teor de Cr em solução na matriz tende a diminuir, reduzindo o endurecimento por solução sólida.

Além disso, a precipitação de carbonetos e nitretos geram diferentes regiões empobrecidas em cromo que podem ser atacadas por meios agressivos e produzir corrosão intergranular. Essa condição é, normalmente, denominada sensitização e pode ocorrer durante processamentos termomecânicos ou por soldagem [15,16]. Sendo um fenômeno de ataque preferencial, também está associado a defeitos superficiais de ordem estética [17].

A presença de carbonetos na matriz pode ser benéfica para a tensão de ruptura, principalmente se eles estiverem finamente dispersos e tiverem forma acicular. Os carbonetos formados com cromo ( $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ ) em altas temperaturas, esferoidizam e crescem rapidamente formando grandes blocos. O espaçamento entre os carbonetos fica maior do que o necessário para reter as discordâncias diminuindo, então, a possibilidade de endurecer a matriz [18].

O gráfico da figura 2 indica que o cromo dissolvido em ferro resulta em aumento da dureza [19].

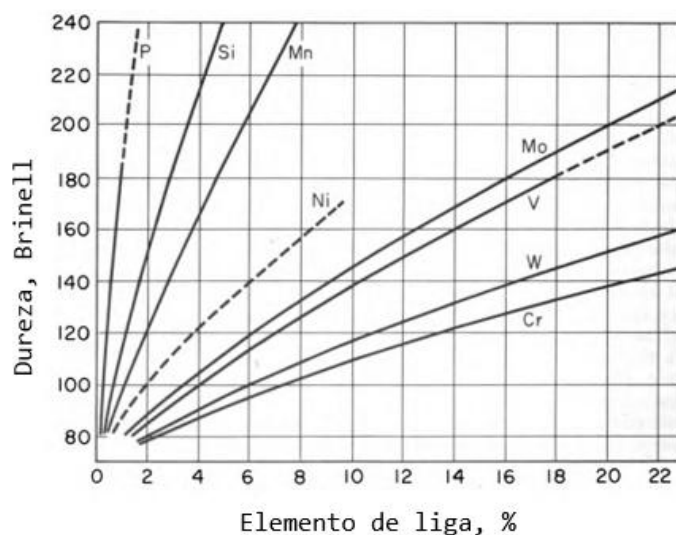


Figura 2. Efeito do endurecimento por solução sólida causado pela adição de elementos de liga no ferro puro (Adaptado de [19]).

## 2.3 Processamento

### 2.3.1 Microestrutura ferrítica

A microestrutura ferrítica envolve parâmetros que devem ser controlados corretamente a fim de garantir sua propriedade de aplicação final. Isto implica principalmente em ter propriedades mecânicas adequadas, com microestrutura composta de ferrita com carbonetos e isenta da fase frágil martensita (Figura 3). Para isso, o aço laminado no campo austenítico na laminação a quente, ao ser bobinado inevitavelmente, apresenta formação da martensita e carbonetos/nitretos durante o resfriamento. Essa martensita é eliminada durante um processo de recozimento, formando ferrita e carbonetos/nitretos de cromo, levando a um alívio de tensões, com consequente aumento da ductilidade e tenacidade. O controle da precipitação de carbonetos e nitretos promovem aumento nos limites de escoamento e de resistência, sem implicações negativas na ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão [20].

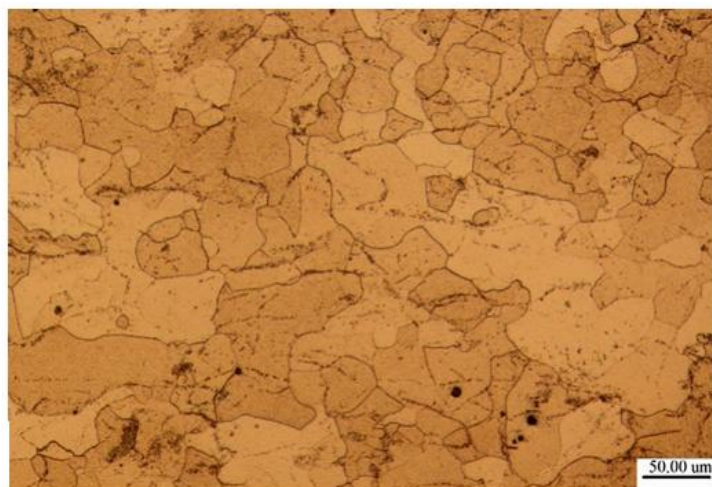


Figura 3. Micrografia óptica de aço inoxidável ferrítico AISI 430 [20].

Segundo o trabalho de *Vilela (2019)* para um aço inoxidável ferrítico com 11% de cromo, solidifica-se primariamente na fase ferrítica ( $\delta$ ), com uma temperatura *solidus*,  $Ae_6$ , de aproximadamente 1500 °C. Durante a solidificação, a liga com 11,1 % de Cr passa pelo campo bifásico de austenita e ferrita  $\delta$ , e depois pelo campo monofásico austenítico. As temperaturas de transformação de fases no equilíbrio, considerando o resfriamento,  $Ae_1$  (fim da transformação da austenita em ferrita  $\alpha$ ),  $Ae_3$  (início de transformação da austenita em ferrita  $\alpha$ ),  $Ae_4$  (temperatura de fim de transformação da ferrita  $\delta$  em austenita),  $Ae_5$  (início de transformação da ferrita  $\delta$  em austenita) foram calculadas neste trabalho e seus valores são apresentados na Tabela 1[22]. Podemos observar o diagrama de fases calculado neste trabalho em função do teor de Cr usando o software MatCalc na Figura 4.

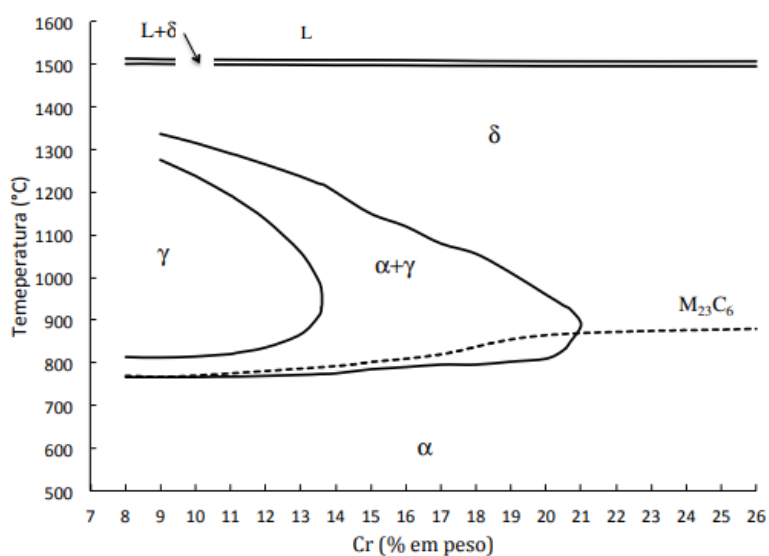


Figura 4. Diagrama de fases calculado em função do conteúdo de Cr usando o software MatCalc, mantidos os conteúdos dos demais elementos, de acordo com a composição química do aço inoxidável ferrítico [22].

Tabela 1. Temperaturas críticas de transformação de fases considerando a liga com 11,1 %Cr [22].

| Ae <sub>1</sub> (°C) | Ae <sub>3</sub> (°C) | Ae <sub>4</sub> (°C) | Ae <sub>5</sub> (°C) | Ae <sub>6</sub> (°C) |
|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|----------------------|
| 768                  | 823                  | 1186                 | 1288                 | 1498                 |

No trabalho, as frações em massa das fases e compostos no equilíbrio do aço inoxidável ferrítico com 11,1 % de Cr foram calculadas e foram plotadas. Na Figura 5 podemos observá-la em função da temperatura. O carboneto  $M_{23}C_6$  se precipita abaixo da temperatura de 775 °C, e sua fração em massa à temperatura de 400 °C é de 0,0025 (0,25 %) [22].

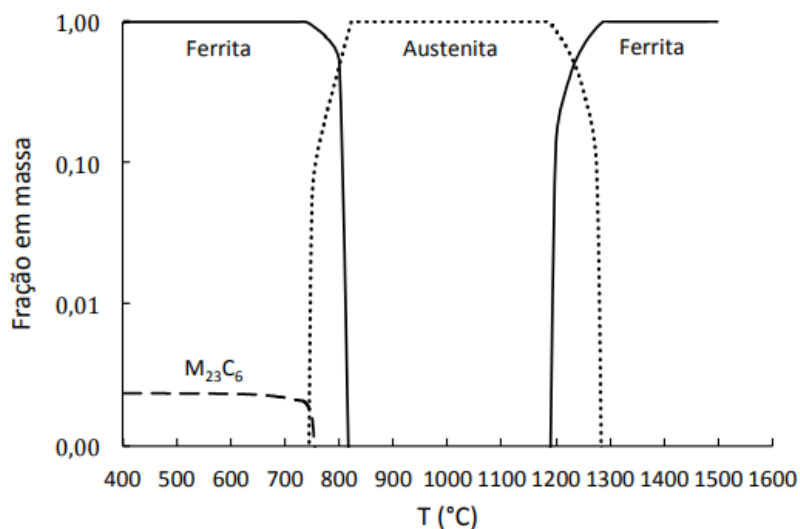


Figura 5. Fração em massa das fases e compostos do aço inoxidável estudado em função da temperatura [22].

### 2.3.2 Microestrutura martensítica

A composição química dos aços martensíticos dá ao material a capacidade de desenvolver a estrutura martensítica a partir do resfriamento quando submetido a um tratamento de têmpera [20].

O diagrama pseudobinário do sistema Fe-C-Cr, para a composição fixa de 13% de cromo ilustrado na Figura 6, evidencia as principais transformações de fase para esta liga. A linha tracejada transversal indica o teor de 0,4% em massa de carbono, onde a característica mais importante é a presença do campo monofásico de estabilidade da austenita, um campo bifásico de austenita e carboneto tipo  $M_{23}C_6$  e o campo trifásico de austenita, carboneto  $M_{23}C_6$  e carboneto  $M_7C_3$  [9].

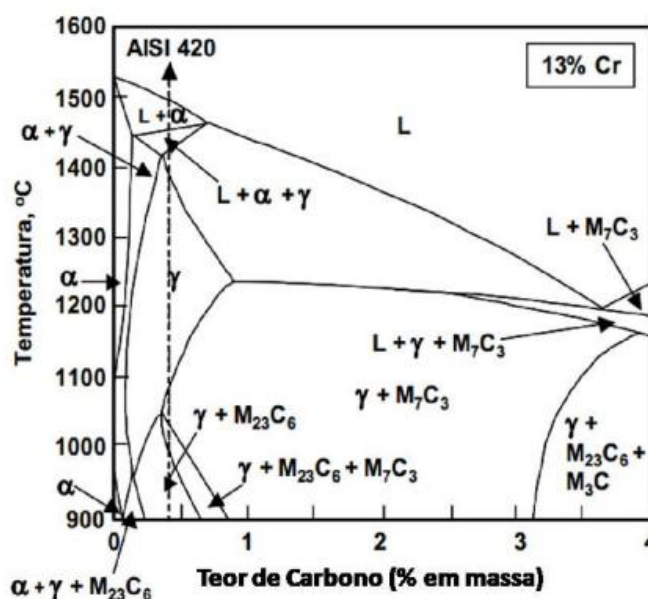


Figura 6. Diagrama pseudobinário do sistema Fe-C-Cr [8].

Em uma ampla faixa de temperatura, o campo monofásico da austenita permite a dissolução dos carbonetos e com o superresfriamento a partir dessa faixa, ocorre a têmpera do aço. A austenitização deve ser realizada acima da temperatura final da transformação da fase ferrita em austenita [9].

O aço inoxidável AISI 410 é usualmente submetido aos tratamentos térmicos de recozimento, têmpera e revenimento e de endurecimento superficial [23]. O recozimento à temperatura próxima aos 760 °C permite a combinação do carbono e cromo, formando carboneto de cromo,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , que precipita na matriz ferrítica. Cada precipitado de  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  possui, em massa, aproximadamente 95% de Cr, deixando a matriz empobrecida deste elemento em solução sólida. Isso faz com que não tenha um mínimo de Cr que o torna inoxidável, reduzindo sua resistência à corrosão na maioria dos meios [9].

O tratamento térmico de têmpera consiste no aquecimento de um aço até a temperatura de austenitização seguido de um resfriamento rápido para obtenção de uma estrutura dura e frágil denominada martensita. A temperatura de austenitização

varia na faixa de 930 até 1010 °C. Temperaturas acima desta faixa podem provocar o crescimento excessivo do grão austenítico e o aparecimento da ferrita delta, que resulta em queda da dureza, enquanto temperaturas inferiores não são suficientes para a máxima dissolução dos carbonetos e homogeneizar a estrutura. Utiliza-se como meio de resfriamento o ar ou o óleo [23].

O tratamento de têmpera cria uma microestrutura de elevada dureza e baixíssima tenacidade, essas características se intensificam de acordo com o teor de carbono, pois quanto maior o carbono na liga maior será a formação da fase martensita acentuada em dureza e fragilidade. Dependendo da dureza e quantidade desta fase, impossibilita a utilização prática dos materiais temperados, por isso, faz-se necessário a realização de um tratamento posterior de revenimento para garantir propriedades mecânicas que permitam a utilização prática deste material [24].

O revenimento consiste no aquecimento dos aços martensíticos para promover o alívio de tensões e melhoria da tenacidade e ductilidade. Ele envolve fenômenos de segregação do carbono em defeitos de rede e a precipitação de carbonetos, a decomposição da austenita retida e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica podendo causar perdas das propriedades adquiridas no processo de têmpera [25]. Esse tratamento é realizado basicamente em duas faixas de temperaturas. A primeira para a obtenção de elevada resistência mecânica, variando de 200 até 380 °C, e a segunda quando se almeja melhores características de ductilidade e tenacidade em detrimento da dureza e resistência mecânica, variando na faixa de 600 até 650 °C. Temperaturas na faixa de 400 até 600 °C não são utilizadas, pois provocam uma queda acentuada na tenacidade e na resistência à corrosão, esse fenômeno é denominado como fragilidade do revenido [26].

A martensita é uma solução sólida intersticial de C na rede tetragonal de corpo centrado, TCC. Essa estrutura cristalina é intermediária entre as fases normais CFC e CCC. A transformação da fase austenítica para martensítica ocorre em alta velocidade devido ao super resfriamento, que faz com que os átomos de C não tenham tempo de



sair da fase CFC por difusão, o que impede que a transformação de CFC para CCC se complete, originando a estrutura martensítica [27].

A microestrutura do aço martensítico AISI 420 na condição recozida é composta de ferrita e carbonetos dispersos. Dependendo da temperatura e do tempo de austenitização, a quantidade de carbonetos na matriz é variável. Após a têmpera, a fase martensita é majoritária na microestrutura, conforme pode ser visualizado na Figura 7 [28]. Entretanto, carbonetos ainda poderão ser visíveis, especialmente em temperatura de austenitização mais baixa [9,29,30].

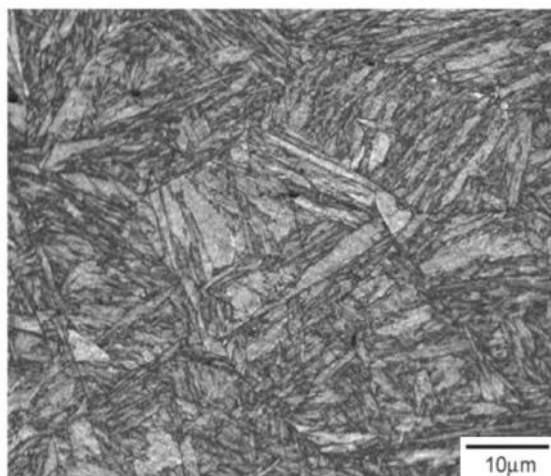


Figura 7. Microestrutura de um aço inoxidável martensítico temperado [28].

Tsai *et al.* (2002) estudaram as transformações de fase no aço AISI 410 através da dilatométrica, da microscopia ótica e da microscopia eletrônica de transmissão. Para tal submeteu as amostras a diversos parâmetros de tratamento térmico e de deformação. A Figura 8 apresenta os resultados obtidos, nela é possível verificar que a temperatura de formação da martensita ( $M_s$ ) diminui com o aumento da taxa de resfriamento do aço e que para a mesma taxa de resfriamento a amostra austenitizada em maior temperatura apresenta  $M_s$  maior do que as amostras austenitizadas em temperaturas menores. O resultado proporciona fortes evidências mostrando que a maior temperatura de austenitização com a maior taxa de resfriamento comprime a

transformação martensítica. O átomo de carbono tem o mais poderoso efeito de reforço de solução sólida sobre a austenita do que outros átomos de liga (como Cr, Ni e Si), tem sido suposto ser o principal elemento em aços que influenciam a temperatura de Ms. Quando o cromo precipita carboneto na matriz, a menor quantidade de carbono retido em austenita de solução sólida levaria a uma temperatura Ms mais alta. Os possíveis fatores que afetam a temperatura de Ms podem ser enumerados da seguinte forma: (1) composição química na matriz; (2) granulometria da austenita; (3) taxa de resfriamento; (4) defeito cristalino e inclusão; (5) ocorrência de outras pré-transformações; (6) tensão e deformação; (7) magnetização; (8) pressão hidrostática. Geralmente o principal fator a influenciar a temperatura de Ms é a resistência da estrutura austenita parental. Se a estabilidade de austenita anterior é alta, a temperatura Ms será deslocada a uma temperatura mais baixa. Fatores (1) e (2) estariam relacionados a esse fator principal. Por exemplo, o aumento da taxa de resfriamento poderia induzir a maior quantidade de vacâncias na matriz para fortalecer a austenita, e leva a uma temperatura Ms mais baixa. Por outro lado, a variação de Ms pode ser devido à diferença no tamanho do grão da austenita. A explicação para o efeito do tamanho de grão é bem conhecido; o aumento da estabilidade da austenita pelo refino de grãos a torna mais difícil de acomodar plasticamente a forma de tensão da placa de martensita transformadora, abaixando assim a temperatura de Ms em espécimes de grão fino [31].

Contudo, a maior temperatura de austenitização com a maior taxa de resfriamento resulta em matriz austenítica com maior concentração de vacâncias e sem nenhuma precipitação de carbonetos de cromo. O aumento da estabilidade da austenita pela interação entre discordâncias e vacâncias, e pela solução sólida devido ao carbono e cromo preservados na matriz, resulta em menor temperatura Ms [31].

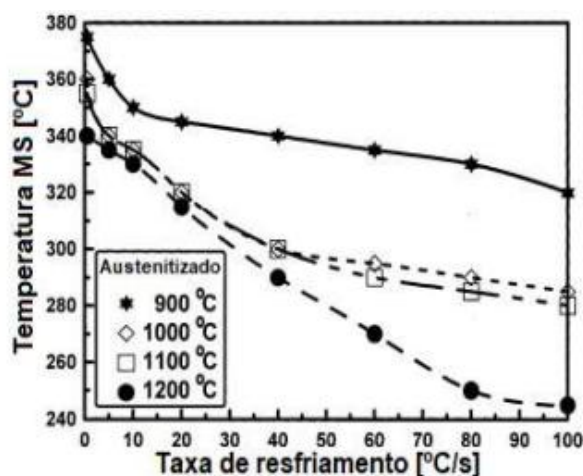


Figura 8. Variação de  $M_s$  em função da taxa de resfriamento [31].

## 2.4 Tribologia: atrito e desgaste

O movimento de uma superfície sólida sobre outra é fundamentalmente importante para o funcionamento de muitos tipos de mecanismos, tanto artificiais como naturais. A tribologia, é definida como “o ramo da ciência e tecnologia com superfícies que interagem em movimento relativo e com matérias associadas”, e inclui o estudo de atrito, desgaste, lubrificação e projeto de rolamentos. Sistemas mecânicos nos quais as superfícies não deslizam ou rolam umas contra as outras são raros, e tribologia é, portanto, uma tecnologia de habilitação chave com aplicação muito ampla [32].

A palavra "atrito" é usada para descrever a perda gradual de energia cinética em muitas situações em que corpos ou substâncias movem-se um em relação ao outro. Em máquinas em movimento, o atrito é responsável pela dissipação e perda de muita energia. Estima-se, por exemplo, que 10% do consumo de petróleo nos Estados Unidos é usado simplesmente para superar o atrito [33].

Sempre que as superfícies em contato se movem umas sobre as outras ocorre a tribologia envolvendo perda progressiva de material. Às vezes o desgaste é imperceptivelmente leve, mas também pode ser extremamente rápido. Na maioria dos

casos, o desgaste é prejudicial, causando aumento das folgas entre os componentes móveis, liberdade de movimento indesejada e perda de precisão [32].

O estudo sobre tribologia foi cunhado em 1966 por um comitê do governo do Reino Unido, presidido pelo professor britânico Peter Jost, um marco que ficou conhecido como “*Jost Report*”, abordando os gastos gerados com o desgaste. Essa comissão também fez uma estimativa das economias que poderiam ser feitas pela indústria do Reino Unido se os princípios tribológicos conhecidos fossem amplamente aplicados. A conclusão era de que aproximadamente 1% do PIB nas nações desenvolvidas poderia ser economizado em função dos danos provocados pelo atrito, gerando desgaste de equipamentos e consumo extra de energia [32].

Fomentada pelo “*Jost Report*”, nascia então uma nova ciência de perfil multidisciplinar, denominada Tribologia, definida como: Ciência e tecnologia de superfícies interagindo em movimento relativo e das práticas e assuntos associados. Segundo a O.E.C.D. (“*Organizaton for Economic Cooperation and Development*”) o desgaste é perda progressiva de matéria da superfície de um corpo em consequência do movimento relativo de outro corpo sobre o mesmo [33].

Os ensaios de desgaste, ao contrário de outros ensaios mecânicos, usualmente não seguem uma norma específica [33]. Os principais mecanismos de desgaste são abrasivo, adesivo, erosivo, corrosivo, fadiga de contato, entre outros.

#### **2.4.1 Desgaste Abrasivo**

No desgaste abrasivo o material é removido ou deslocado de uma superfície por partículas duras, ou às vezes por protuberâncias duras em uma contraface, forçadas e movendo-se ao longo da superfície. Vários termos de qualificação podem ser usados para descrever a abrasão. Muitas vezes, uma distinção é feita entre o desgaste abrasivo de dois corpos, conforme ilustrado na Figura 9.a, e de três corpos, mostrado na Figura 9.b. A abrasão de dois corpos é causada por protuberâncias duras na contraface ou partículas duras ligadas a ela, enquanto na abrasão de três corpos as

partículas duras são livres para rolar e deslizar entre os dois contra corpos. Às vezes, o desgaste é causado por partículas duras que atingem a superfície, transportadas por um fluxo de gás ou arrastado em um líquido em fluxo (Figura 9.c). Esse tipo de desgaste é chamado erosão, muitas vezes qualificada como erosão de partículas sólidas ou erosão de impacto sólido para distingui-lo dos danos causados pelo impacto de jatos ou gotas de líquido [32].

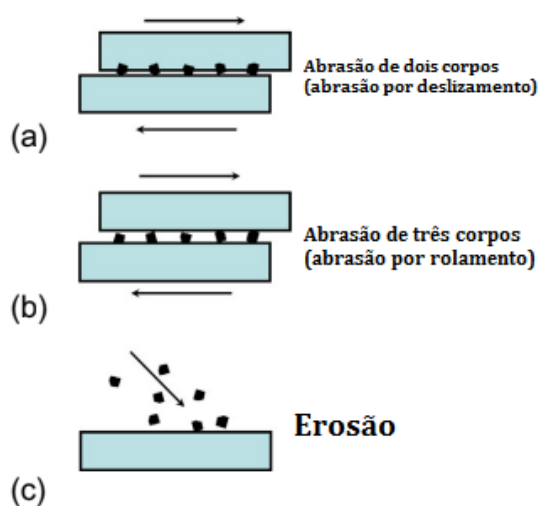


Figura 9. Ilustração das diferenças entre (a) abrasão de dois corpos, (b) abrasão de três corpos e (c) erosão (Adaptado de [32]).

A interação entre a superfície de trabalho e a partícula abrasiva promove o surgimento de micro-mecanismos de abrasão, como [35]:

- Micro-sulcamento: Deformações plásticas sem perda de matéria, gerando um sulco com consequente formação de acúmulos frontais e laterais da matéria movimentada, Figura 10.a.
- Micro-corte: Formação de micro-cavacos sem deformação plástica lateral, com consequente geração de um risco, Figura 10.b.

- Micro-fadiga: Este pode ser entendido como uma variante do exposto na Figura 10.a, com sucessivos eventos de micro-sulcamento, Figura 10.c.
- Micro-lascamento: Formação de grandes partículas de desgaste, devido à interação de fissuras. Este tipo de mecanismo acontece quando as tensões impostas superam as tensões críticas para a formação e propagação de trincas. É um mecanismo restrito aos materiais frágeis, Figura 10.d.

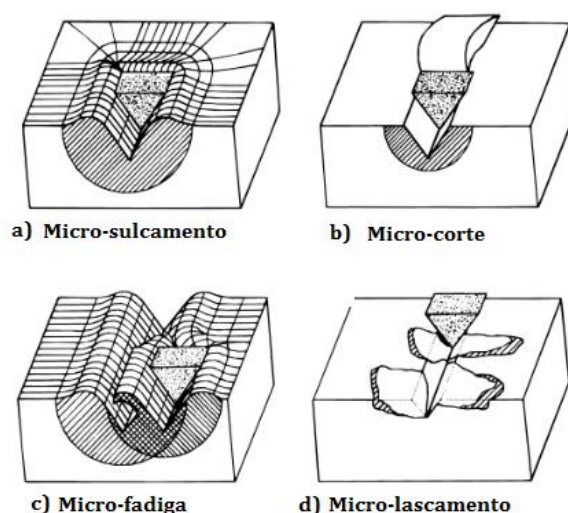


Figura 10. Esquema dos micromecanismos de desgaste abrasivo, sendo (a) micro-sulcamento, (b) micro-corte, (c) micro-fadiga e (d) micro-lascamento (adaptado de [35]).

As partículas duras podem ser provenientes do material em processo, de fragmentos oriundos do processo de desgaste ou contaminação por uma fonte externa ao tribossistema [35].

A dureza das partículas envolvidas na abrasão ou erosão influencia a taxa de desgaste: partículas com dureza menor que a da superfície causam muito menos desgaste do que partículas mais duras [32].

Segundo Zum Gahr (1998) o desgaste abrasivo pode evoluir de suave a severo em função da relação dureza do abrasivo e do material, podemos observar isso na Figura 11 [35].

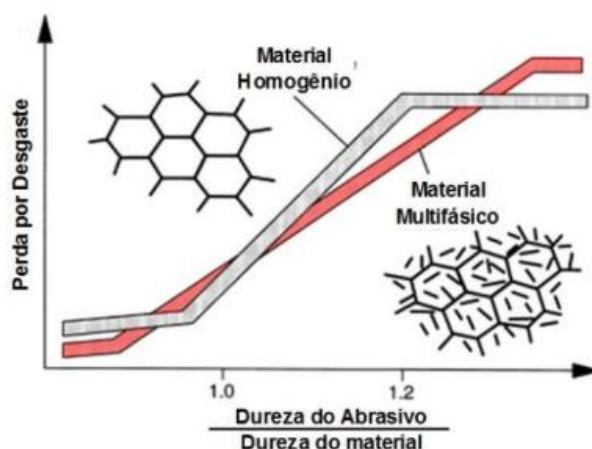


Figura 11. Relação entre a dureza do abrasivo e do material na transição de desgaste suave para severo [34].

Este comportamento foi evidenciado por Bozzi e De Mello (1999), quando estudaram amostras de aço AISI 1020 revestido com WC-12% Co, utilizando um abrasômetro de três corpos, conforme esquema da Figura 12.a, fazendo variar a tensão de contato. Nesta configuração foram colocadas três amostras no interior de pequenos orifícios de 6 mm de diâmetro em uma placa, a 90 mm de seu centro e 120° separados. A placa com o grupo da amostra é pressionada por peso morto contra um disco de aço carbono e colocado dentro de um cilindro que gira livremente de acordo com seu atrito contra o disco. Os resultados estão apresentados na Figura 12.b para os abrasivos  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiC}$ , cujas durezas relativas ao material da amostra eram respectivamente 0,84, 1,51 e 2,80 [36].

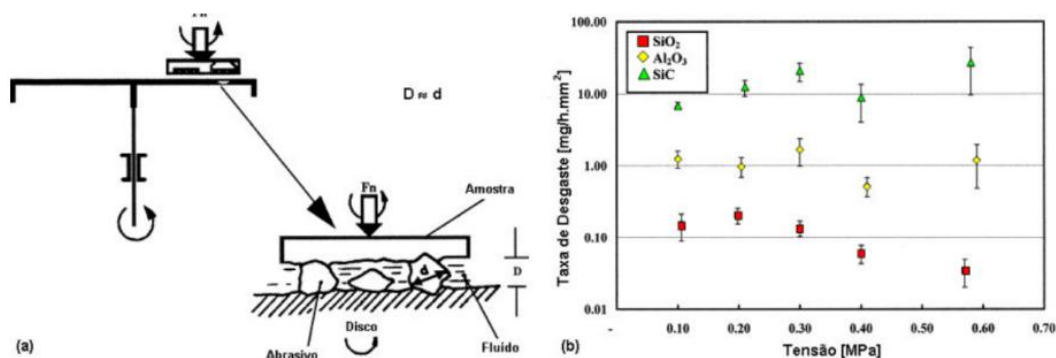


Figura 12. (a) Esquema do equipamento utilizado nos ensaios de desgaste em amostras de aço AISI 1020 revestido com WC-12% Co. (b) Resultados obtidos com a utilização dos abrasivos SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e SiC [36].

A dureza é um bom indicativo da resistência ao desgaste abrasivo, mas não governa isoladamente os fenômenos, principalmente se comparado a diferentes materiais [34].

As taxas de desgaste dependem fortemente das formas das partículas, com partículas angulares causando maior desgaste do que partículas arredondadas. A Figura 13 mostra duas formas da partícula de quartzo: arredondada e angular. Diferenças na forma das partículas dessa magnitude podem resultar em diferenças na taxa de desgaste por um fator de 10 ou mais, mas a angularidade das partículas ativas raramente é medida quantitativamente [32].

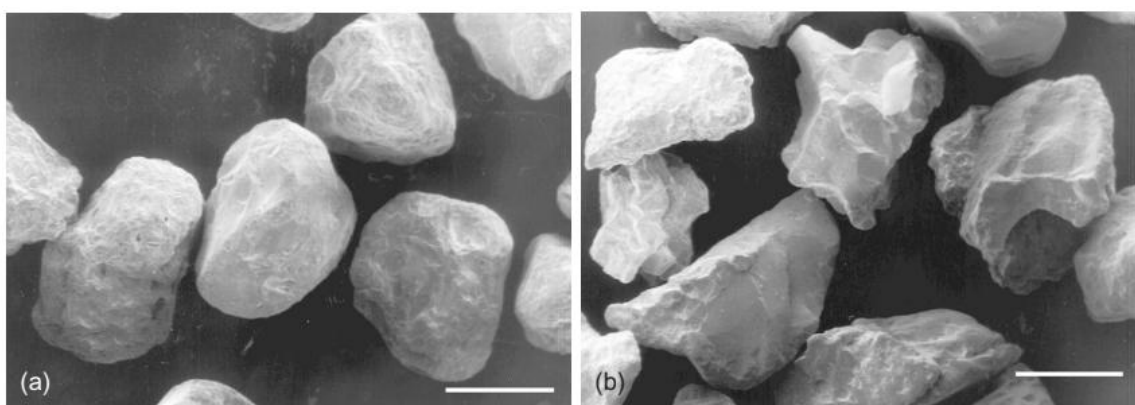


Figura 13. SEM micrografia de partículas de sílica: (a) arredondada e (b) angular. Escala das barras 100 μm [32].



Os tamanhos das partículas abrasivas cobrem uma ampla gama. Os responsáveis pela maioria dos abrasivos e desgaste erosivo estão entre 5 e 500  $\mu\text{m}$  de tamanho. As taxas de desgaste para partículas menores que cerca de 100  $\mu\text{m}$  caem acentuadamente com a diminuição do tamanho das partículas [32].

O maior agente abrasivo disponível na crosta terrestre é o mineral quartzo ( $\text{SiO}_2$ ), representando 60,18% da crosta continental [37]. Ele apresenta uma alta dureza, de aproximadamente 12 GPa [38].

A presença de carbonetos incorporados em microestruturas ferrosas pode aumentar a resistência do material de forma a superar a dureza do quartzo [39]. Na Figura 14 temos uma ampla faixa de carbonetos que podem ser incorporados na microestrutura de materiais ferrosos, desde a cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) que naturalmente já faz parte da microestrutura dos aços e dos ferros fundidos até o carboneto MC que dobra a dureza em relação a  $\text{Fe}_3\text{C}$  [40].

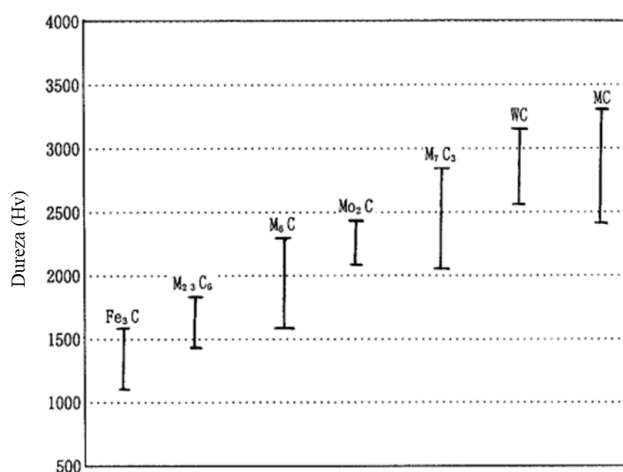


Figura 14. Dureza dos carbonetos [40].

Os experimentos de nanoindentação conduzidos por Pöhl *et al* (2017) confirmaram uma dureza de 30 e 27 GPa para carbonetos VC e WC (Figura 16), respectivamente. A Figura 15 apresenta a dureza de indentação em função da profundidade de indentação. O estudo mostrou que a dureza tende a aumentar em baixas cargas de indentação, mas em profundidades de dentição superiores a

aproximadamente 100 nm este efeito é satisfatório nominal e a dureza permanece praticamente constante [41].

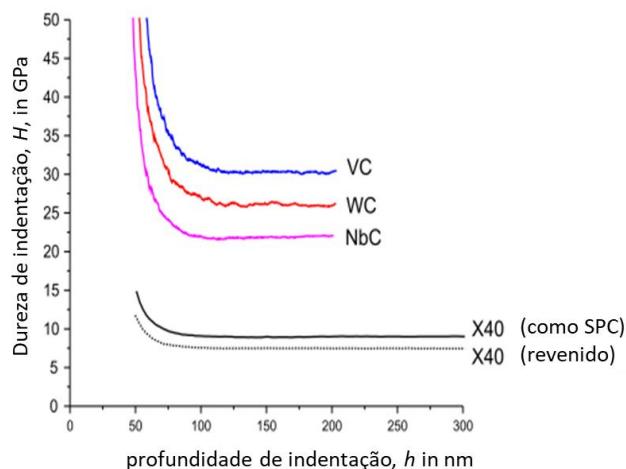


Figura 15. Dureza de indentação  $H_i$  em função da profundidade de indentação  $h$  de X40CrMoV5-1 e os carbonetos NbC, WC e VC [41].

A Figura 16 mostra que quanto maior o tamanho do carboneto, maior a resistência à abrasão. Esse comportamento pode ser explicado, lembrando que a principal ação da partícula abrasiva é cortar a superfície. Quando a partícula encontra uma fase mais dura, como carbonetos, dependendo do seu tamanho, a fase dura pode bloquear a ação de corte [39]. O efeito de bloquear a ação de uma partícula abrasiva foi descrito por Pintaude *et al* (2009), que realizaram uma raspagem manual em uma superfície polida com um fragmento de vidro, mais macio que o carbeto de cromo (Figura 17) [42].

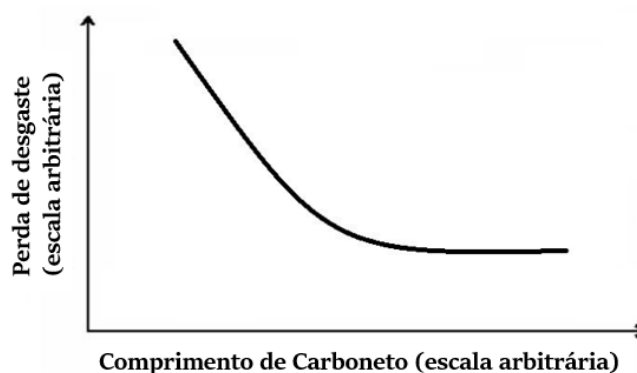


Figura 16. O efeito do tamanho do carboneto no comportamento de desgaste de ligas à base de Co durante o teste de roda de borracha (Adaptado de [39]).

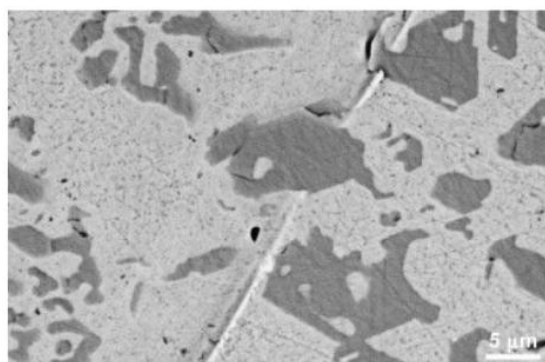


Figura 17. A ação de bloqueio promovida por um carboneto de Cromo em um arranhão manual feito com um fragmento de vidro [42].

#### 2.4.2 Desgaste por deslizamento

De acordo com Hutchings e Shipway (2017), o desgaste por deslizamento é o que ocorre quando duas superfícies sólidas deslizam uma sobre a outra. O desgaste é associado à perda de massa devido aos fragmentos gerados pelas asperezas em contato [32].

Muitos métodos experimentais diferentes têm sido usados para estudar o desgaste por deslizamento. Investigações laboratoriais históricas de desgaste são geralmente realizadas para examinar os mecanismos pelo qual o desgaste ocorre, ou para simular aplicações práticas e fornecer dados sobre taxas de desgaste e

coeficientes de atrito. Para ambos os propósitos, seleção, controle e a medição de todas as variáveis que podem influenciar o desgaste são muito importantes.

A teoria mais utilizada para quantificar o desgaste é a de Archard que estabelece uma proporcionalidade entre desgaste, a área real de contato e a distância de deslizamento no caso de contato plástico (Equação 8) [33].

$$V_{tot} = \frac{K L F_n}{H} \quad (8)$$

Onde  $V_{tot}$  é a perda de volume de desgaste ( $\text{mm}^3$ ),  $K$  o coeficiente de desgaste adimensional,  $L$  é a distância de deslizamento (m),  $F_n$  a carga normal (N) e  $H$  é a dureza da superfície mais macia (MPa).

O desgaste é proporcional a força normal aplicada ( $F_n$ ), a distância de deslizamento ( $L$ ) e a área de contato. Portanto, há várias maneiras de definir a taxa de desgaste ( $\varphi$ ):

a)  $\varphi = \frac{V_{tot}}{L}$  (perda de volume por unidade de distância de deslizamento [ $\text{mm}^3/\text{m}$ ])

b)  $\varphi = \frac{V_{tot}}{(L F_n)}$  (coeficiente de desgaste [ $\text{mm}^3/\text{mN}$ ])

c)  $\varphi = \frac{V_{tot} H}{(L F_n)}$  (coeficiente de desgaste adimensional)

A severidade do desgaste é caracterizada principalmente pelo tamanho das partículas formadas durante o processo (*debris*). Partículas usualmente entre 0,01  $\mu\text{m}$

e 1  $\mu\text{m}$  e predominantemente destacadas da camada superficial de óxido são características de desgaste moderado, enquanto partículas metálicas bem maiores (entre 20  $\mu\text{m}$  e 200  $\mu\text{m}$ ) representam o desgaste severo [32].

Durante o desgaste por deslizamento, diversos fenômenos ocorrem simultaneamente dependendo de três fatores principais: tensões mecânicas, temperatura e oxidação. São fatores interligados e podem ser influenciados tanto pela carga quanto pela velocidade de deslizamento.

O desgaste severo ocorre de modo predominantemente plástico, enquanto o desgaste moderado é principalmente devido à oxidação.

O desgaste severo sempre envolve deformação plástica, porém a remoção do material pode ocorrer de diversos modos diferentes. Para a determinação desses modos devem ser analisadas a superfície que sofreu o desgaste e as partículas de material removido, sabendo se os *debris* estão na mesma condição do momento da remoção ou se sofreram alguma modificação subsequente [32].

Toppo *et al.* (2009) estudaram desgaste por deslizamento de pino sobre disco com pressão de contato entre 0,4 e 5,6 MPa e velocidade de 0,5 m/s. Foram utilizadas amostras de aço com teores de carbono entre 0,15 e 0,82%, sendo previamente deformadas por tração em diferentes níveis, entre 2 e 20%. Foi observado que para alguns desses materiais, a taxa de desgaste aumenta inicialmente, mas cai em seguida, com o aumento da pré-deformação. Para Toppo *et al.* (2009) há um nível ótimo de deformação para que haja um efeito positivo na resistência ao desgaste, e este nível varia em função do tipo de aço e da estrutura. Segundo os autores, acima deste ponto ótimo de deformação, a resistência ao desgaste dos materiais previamente deformados é função da nucleação e propagação de microtrincas [44].

## **2.5 Micro-abrasão**

A resistência ao desgaste abrasivo de um material pode ser medida por uma gama de testes de laboratório e os valores obtidos dependem não somente das propriedades intrínsecas do material, mas também do método de ensaio empregado. Um destes métodos é o desgaste abrasivo em microescala – ensaio de microabrasão [45].

Segundo Gant (2011), o ensaio de microabrasão é uma boa alternativa frente a outros métodos de testes tribológicos, oferecendo certas vantagens, sendo um ensaio relativamente barato, requerendo somente pequenas áreas nas amostras e rápido. Além disso, o teste produz crateras nas amostras cujas medidas de profundidade são da ordem de micrômetros, particularmente adequados para avaliar a resistência ao desgaste de finos revestimentos [46].

### **2.5.1 Esclerometria**

O ensaio de esclerometria é considerado um evento monoabrasivo, ou seja, não há a presença de várias partículas abrasivas entrando em contato com a superfície do material a ser desgastado. Esse ensaio utiliza uma partícula dura que será indentada na superfície do material com uma determinada carga normal e, posteriormente, será realizado um risco com uma determinada velocidade e distância [47]. Sensores de resistência ao risco são usados para obter respostas tais como a adesão de um revestimento, efeitos da delaminação ou rachaduras a fim de otimizar as técnicas de revestimento e determinar pontos de falha do sistema entre substrato e revestimento.

Os ensaios de esclerometria podem ser divididos em 3 grupos [48]:

- Baixa velocidade: onde a superfície é riscada em passe único em uma determinada direção, movimentos alternativos de ida e volta ou com vários passes;

- Alta velocidade, com o elemento riscante montado sobre um pêndulo, ou sobre um disco;
- Baixa velocidade *in-situ*, onde o ensaio é operado dentro de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) com a intenção de detalhar os mecanismos estudados.

Para a representação das partículas abrasivas, assim como forma de padronização dos ensaios de esclerometria, é comum a utilização de penetradores de ensaio de dureza. Os penetradores mais utilizados são os Rockwell C (cônico), Brinell (esférico) e os Vickers ou Knoop (piramidais). Em geral, somente a área frontal do penetrador suporta completamente o material no riscamento [49].

Os indentadores Rockwell C possuem ângulo de ataque  $\alpha$  variável, cujo valor é função da profundidade  $h$ , da metade da largura do risco formado na superfície que foi riscada  $d/2$  e  $R$ , que é o raio do contato, mostrado na Figura 18. Para o caso indentadores Vickers temos somente um ângulo de ataque, independente da profundidade e da largura do risco.

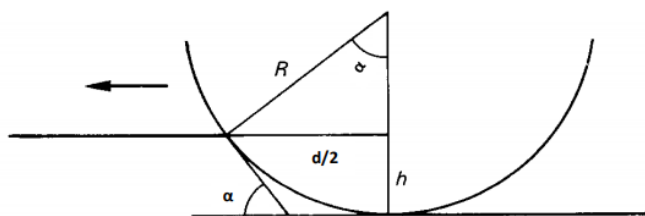


Figura 18. Representação da variação do ângulo de ataque com a profundidade penetrada para indentadores de ponta esférica [50].

A dureza ao risco é analisada segundo a norma ASTM G171 (2009), a dureza ao risco é uma medida expressa em unidades de força por unidade de área, ela caracteriza a resistência de uma superfície sólida a penetração de um indentador móvel com carga e velocidade constante [51].

A dureza ao risco é mensurada dividindo a força normal ( $F_n$ ) aplicada no indentador pela área de contato do indentador no risco ( $A_r$ ). Tendo que um indentador cônico com ponta esférica realiza um risco, e a frente do risco tem um raio  $r$  da ponta do indentador, a área projetada será um semicírculo com o diâmetro igual à largura do risco ( $d$ ). Dessa forma, tem-se que a fórmula para o cálculo da dureza ao risco é [51]:

$$H_s = \frac{8F_n}{\pi d^2} \quad (9)$$

Onde,  $H_s$  é dado em Pa;  $F_n$  é expressa em N;  $d$  a largura do risco em metros. A dureza ao risco é um dos testes para caracterizar a superfície do material. Os valores de dureza ao risco são afetados por diversos fatores, tais como: tipo do indentador, dimensões do indentador, força normal aplicada, velocidade do riscamento e uniformidade do material riscado. Portanto, não se deve tentar comparar os números de dureza ao risco entre diferentes materiais a menos que as condições de teste sejam as mesmas [51].

### 2.5.2 Parâmetros que afetam o desgaste micro-abrasivo

O ensaio de microabrasão possui muitos parâmetros os quais podem variar, tais como: tamanho e tipo de esfera, carga aplicada, velocidade de deslizamento, tipo e tamanho da partícula abrasiva, concentração e taxa de alimentação da lama abrasiva, entre outros [46]. Assim é possível reproduzir as condições de diversos tribossistemas diferentes.

Trezona et al. (1999) utilizaram o microabrasômetro na configuração de esfera fixa para avaliar a influência da concentração de abrasivo, da carga normal e do tipo de abrasivo no mecanismo de desgaste atuante. Foi utilizada uma esfera de aço martensítico com 25,4 mm de diâmetro e dureza de  $990 \pm 40$  HV, todas as amostras utilizadas são aços ferramenta e foram temperadas e revenidas com uma dureza de  $775 \pm 10$  HV. Os abrasivos utilizados foram SiC,  $Al_2O_3$  e diamante, com tamanho médio de 4,25, 4,97 e 3,05, respectivamente. Foram utilizadas concentrações de abrasivos entre 0,0001 e 1,0 g de abrasivo por  $cm^3$  de água destilada. A velocidade de rotação da



esfera foi de 0,05 m/s e a distância deslizada variou entre 15 e 75 m. A carga normal dos ensaios variou entre 0,1 e 5,0 N [52].

A influência da carga e da fração volumétrica do abrasivo pode ser atestada pelos resultados mostrados na Figura 19, para dois abrasivos distintos. A transição entre dois corpos com deslizamentos e três corpos com rolamentos foram encontrados em uma relação aproximadamente constante entre a fração carga/volume para o abrasivo SiC para cargas até 1,0 N; a fração de carga de volume da razão foi de aproximadamente 7. Para o diamante, houve uma variação muito maior nessa relação, embora o valor médio também tenha sido de aproximadamente 5 [52].

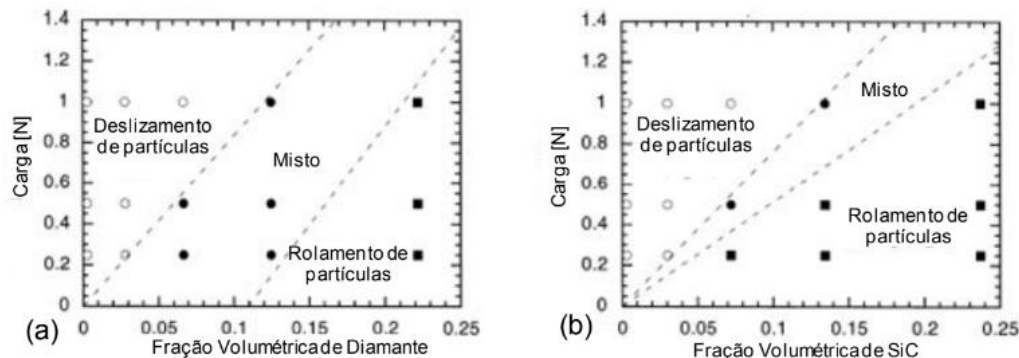


Figura 19. Mudança da dinâmica da partícula em função da força normal aplicada e da concentração de abrasivo para dois agentes distintos. (a) Diamante com  $\phi = \pm 3,0 \mu\text{m}$  e (b) SiC com  $\phi = \pm 4,5 \mu\text{m}$  [52].

Labiapari (2015) analisou a influência da topografia da esfera utilizada no ensaio de microabrasão. Os resultados indicaram que a topografia da esfera influencia o coeficiente de desgaste  $k$  e o mecanismo de desgaste atuante. Para esfera mais lisa ( $R_a = 0,06 \mu\text{m}$ ) há um menor coeficiente de desgaste  $k$  com predominância de deslizamento de partículas. Para a esfera mais rugosa ( $R_a = 0,54 \mu\text{m}$ ) há um maior coeficiente de desgaste,  $k$ , com predominância de rolamento de partículas [3].

O tempo de ensaio também é uma variável bastante influente, principalmente se considerado a necessidade de estabilização do fenômeno, ou seja, o coeficiente de desgaste,  $k$ , entrar em regime permanente. Trata-se da minimização da flutuação dos

resultados para os coeficientes de desgaste medidos, sendo aceitos estatisticamente [3].

De Mello e Polycarpou (2010) utilizaram amostras de duas ligas metálicas distintas, temperadas e revenidas, com teores variados de vanádio ou molibdênio, obtendo ligas com e sem carbonetos. Como abrasivo foi usado  $\text{SiO}_2$  de  $\phi = 3,5 \mu\text{m}$  em uma concentração de  $10 \text{ g/cm}^3$ , uma esfera de aço de  $\phi = 30 \text{ mm}$  e carga de  $0,45 \pm 0,01 \text{ N}$ . Observou-se que há um tempo de ensaio necessário para que o desgaste entre em regime permanente, de acordo com a Figura 20 [53].

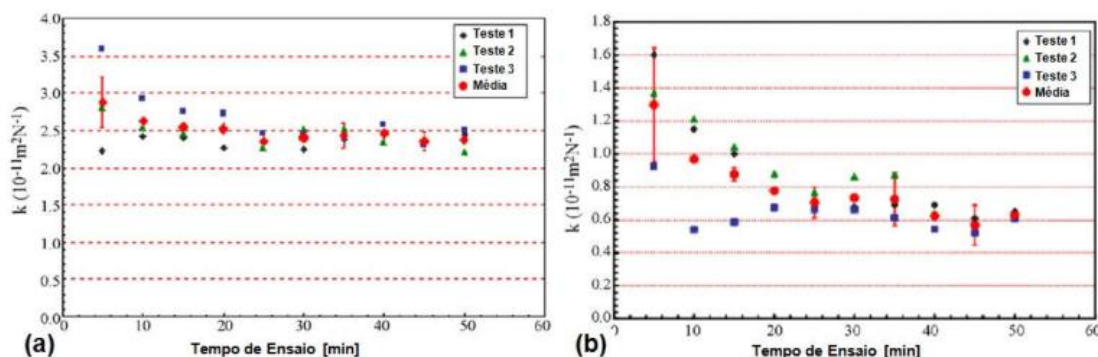


Figura 20. Evolução do coeficiente de desgaste com o tempo de ensaio para (a) liga metálica temperada e revenida sem carbonetos e (b) com carbonetos de V e Mo (Adaptado de [48]).

Na Figura 20.a, para a liga sem carbonetos, observa-se a evolução do coeficiente de desgaste abrasivo com o tempo de ensaio. Este diminui de forma aleatória até 25 minutos de ensaio. Depois deste período sua dispersão é reduzida evidenciando-se o regime estacionário. Ao comparar estes resultados com os apresentados na Figura 20.b, concluiu-se que para as ligas ricas em carbonetos, tal regime necessita de um tempo maior para ser alcançado [53].

### 2.5.3 Resistência à abrasão de aços inoxidáveis

A resistência ao desgaste abrasivo é de fundamental importância para os aços inoxidáveis destinados a aplicações em meio aquoso. Nessas situações os aços podem ser mais maleáveis (ferríticos ou austeníticos) com certa resistência à corrosão. O trabalho de Labiapari *et al.*, (2013) desenvolvido para as indústrias do setor

sucroalcooleiro, utilizou aços inoxidáveis para substituir aços carbono, que por serem mais duros, eram associados à maior resistência à abrasão [3,54].

No trabalho desenvolvido foram ensaiados vários materiais via micro-abrasão, conforme apresentados na Tabela 2. Os resultados dos ensaios podem ser vistos na Figura 21, onde o aço mais duro apresentou o segundo pior resultado [54].

Tabela 2. Aços ensaiados via micro-abrasão [3,54].

| Aço               | Descrição                            | Dureza HV <sub>10</sub> |
|-------------------|--------------------------------------|-------------------------|
| P410D             | Aço inox ferrítico recozido, 11% Cr  | 163 ± 3                 |
| 3CR12 (SS12%Cr)   | Aço inox ferrítico recozido, 12% Cr  | 169 ± 3                 |
| P304A             | Aço inox austenítico, 18% Cr e 8% Ni | 194 ± 2                 |
| Aço C (JIS SS540) | Aço carbono, 0,5% de C               | 189 ± 7                 |
| A36               | Aço carbono estrutural               | 149 ± 4                 |

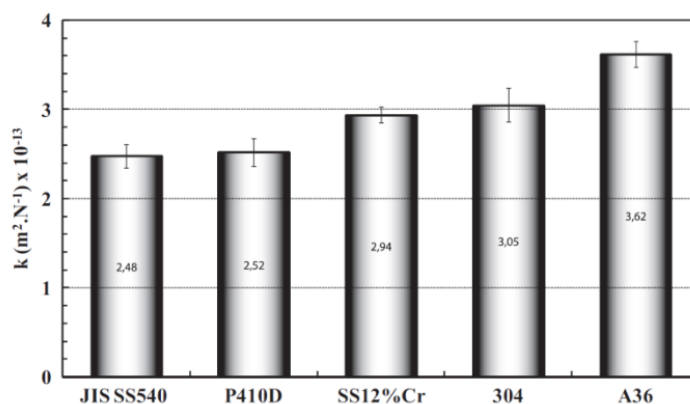


Figura 21. Resultados dos ensaios de micro-abrasão para diferentes materiais [54].

O Aço C (JIS SS540) que se destacou como mais eficiente não atingia os mesmos resultados em ambiente industrial, principalmente, onde o P410D se mostrava superior [54].

Além disso, em uma segunda bateria de testes, os ensaios foram realizados deixando as amostras em repouso em meio úmido, por 30 e 60 minutos, deixando a componente corrosiva atuar. Os resultados estão apresentados na Figura 22 [54].

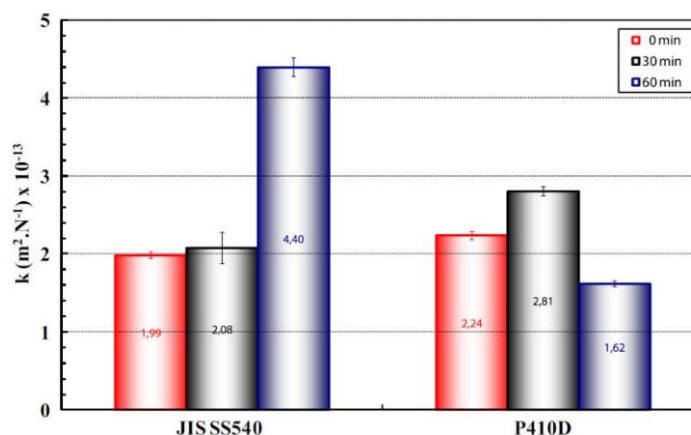


Figura 22. Resultados de desgaste por deslizamento de partículas em meio úmido, com tempo de espera [54].

Observou-se que com o intervalo de 60 minutos a variável corrosão torna-se significativa. Avaliando-se as amostras, identificou-se a extensão do efeito corrosivo em torno da calota somente para o Aço C (JIS SS540) [54].

O aço P410D tem maior resistência em ambientes úmidos e isso se torna um fator determinante na resistência ao desgaste destes materiais. Com o processo corrosivo, a perda de massa é potencializada no aço carbono, e reduzida para o aço inoxidável, já que este está praticamente imune à corrosão durante os ensaios no sistema em questão [3,54].

#### 2.5.4 Efeito da tenacidade dos aços inoxidáveis no comportamento ao desgaste

O termo "tenacidade" é usado para representar a capacidade de absorção de energia de um material na região plástica e é expressa pela área sob a curva tensão/deformação. Basicamente, pode ser definida como a resistência à fratura de um material deformado, expressa como a quantidade de energia por volume que um material pode absorver na região plástica antes de fraturar [55]. A tenacidade dos aços

inoxidáveis é uma propriedade importante que afeta o comportamento ao desgaste. A resistência ao desgaste é a capacidade de um material resistir à remoção de material de sua superfície devido a forças de contato [35]. A tenacidade dos aços inoxidáveis pode afetar a resistência ao desgaste de várias maneiras, como a capacidade de absorver energia de impacto e a capacidade de resistir à deformação plástica. A tenacidade de um material pode ser mensurada através de medidas de ductilidade ou através da medida da energia absorvida em um ensaio de impacto [56].

Resistência e tenacidade estão relacionadas. Considerando que a resistência indica quanta força um material pode suportar antes de quebrar, tenacidade indica quanta energia um material pode absorver antes da fratura. Um material pode ser forte e resistente se fraturar suportando uma força alta e exibindo alta tensão, mas materiais frágeis que possuem alta resistência (igual à sua tensão de escoamento) podem ser fortes, mas não resistentes, uma vez que seu valor de deformação é limitado. Como tal, a tenacidade significa uma boa combinação de força e ductilidade [55].

A fratura pode ser frágil ou dúctil. Na fratura frágil, nenhuma deformação plástica é observável antes da fratura. A fratura é muitas vezes chamada de "clivagem" e, em materiais cristalinos, os respectivos planos cristalinos são chamados de "planos de clivagem". Na fratura dúctil, a deformação plástica extensa ocorre antes de fraturar. Muitos metais dúcteis, especialmente materiais com alta pureza, podem sustentar uma grande deformação de 50 a 100% ou mais de deformação antes que a fratura se instale. Alguns materiais não são completamente frágeis nem completamente dúcteis, em seu comportamento apresentam características parcialmente frágeis e parcialmente dúcteis [55].

O trabalho de *Manoj Samson R et al.* (2020) utilizou o tratamento térmico de têmpera no aço inox 410 com 12,77 %m. de cromo com o objetivo de aumentar a sua ductilidade e resistência. O material foi submetido aos processos de recozimento, têmpera e revenimento. Neste trabalho as amostras foram temperadas para aumentar a resistência e dureza, entretanto, com a quantidade de carbono presente tornou as amostras mais frágeis, o que não é adequado para a maioria das aplicações, portanto,

o revenimento foi feito para reduzir a fragilidade e, simultaneamente, aumentar a tenacidade do material. A maior taxa de desgaste é obtida a partir da amostra temperada a 600°C e a amostra temperada tem a menor taxa de desgaste. Ao considerar as amostras temperadas e revenidas há um aumento da taxa de desgaste em 84,19%, 84,44% e 85,15% para as amostras E, F e G, respectivamente [57]. O espécime (a) não tratado, (b) recozidos, (c) normalizados, (d) temperados e revenidos a (e) 400°C, (f) 500°C, (g) 600°C são indicados como amostra A, B, C, D, E, F e G respectivamente na Tabela a seguir:

Tabela 3. Coeficiente de atrito e taxa de desgaste dos corpos de prova [57].

| <b>Espécime</b> | <b>Coeficiente de atrito</b> | <b>Taxa de desgaste</b> |
|-----------------|------------------------------|-------------------------|
| A               | 0,273                        | $6,41 \times 10^{-6}$   |
| B               | 0,607                        | $1,2 \times 10^{-4}$    |
| C               | 0,582                        | $2,1 \times 10^{-4}$    |
| D               | 0,312                        | $9,8 \times 10^{-5}$    |
| E               | 0,504                        | $6,2 \times 10^{-4}$    |
| F               | 0,318                        | $6,3 \times 10^{-4}$    |
| G               | 0,340                        | $6,6 \times 10^{-4}$    |

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Segue a seguir na Figura 23 o fluxograma das etapas executadas nesse trabalho que serão detalhadas adiante.

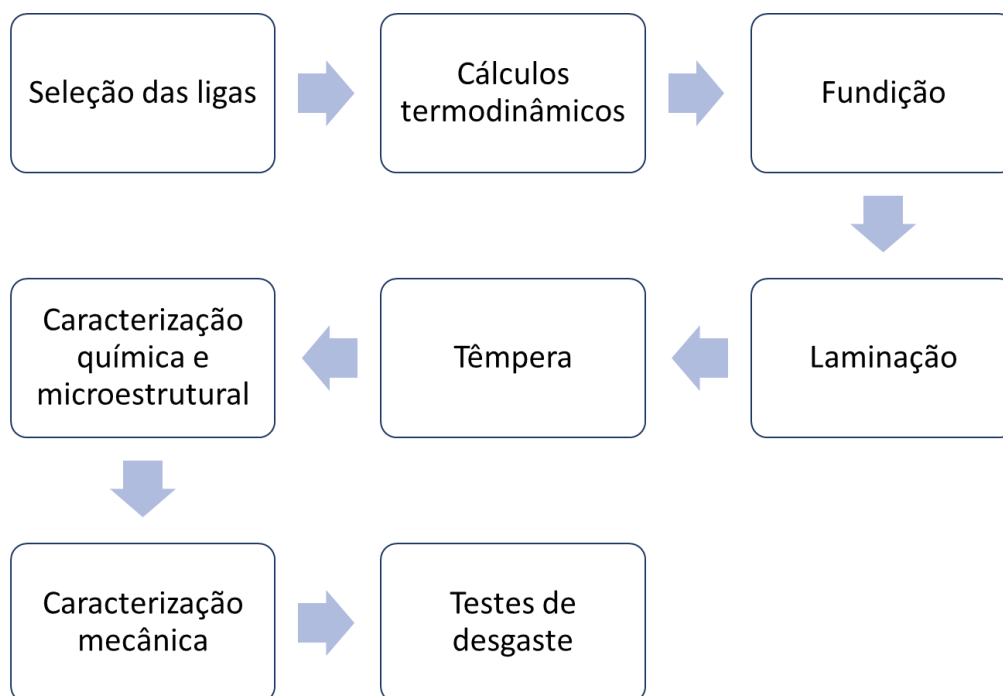


Figura 23. Fluxograma das etapas executadas.

#### 3.1 Seleção de materiais

A partir do aço inoxidável 410PD foram selecionadas 09 diferentes composições, com diferentes teores de Cr, com esforço em se manter os teores dos outros elementos de liga próximos. A Tabela 4 contém as composições nominais dos aços inoxidáveis *lean* a serem produzidos.

Tabela 4. Composições nominais dos aços inoxidáveis *lean* a serem produzidos.

| Corrida  | 800116F | Ligas  |        |        |        |        |        |         |
|----------|---------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|---------|
| Aço      | 410PD   | 6% Cr  | 7% Cr  | 8% Cr  | 9% Cr  | 10% Cr | 11% Cr | 410     |
| Elemento | %m      |        |        |        |        |        |        |         |
| C        | 0,0115  | 0,0115 | 0,0115 | 0,0115 | 0,0115 | 0,0115 | 0,0115 | 0,0115  |
| Mn       | 0,597   | 0,600  | 0,600  | 0,600  | 0,600  | 0,600  | 0,600  | 0,597   |
| Si       | 0,5097  | 0,510  | 0,510  | 0,510  | 0,510  | 0,510  | 0,510  | 0,5097  |
| Cr       | 11,0761 | 6,000  | 7,000  | 8,000  | 9,000  | 10,000 | 11,000 | 11,0761 |
| Ni       | 0,3095  | 0,200  | 0,200  | 0,200  | 0,200  | 0,200  | 0,200  | 0,3095  |
| N [ppm]  | 215     | 215    | 215    | 215    | 215    | 215    | 215    | 215     |
| Fe       | Bal.    | Bal.   | Bal.   | Bal.   | Bal.   | Bal.   | Bal.   | Bal.    |

### 3.2 Cálculos termodinâmicos para os aços inoxidáveis *lean*

Para maior assertividade das temperaturas de transformação da fase, ferrita-austenita, sendo a base para as temperaturas de tratamento térmico propostas neste estudo, foram executadas diversos cálculos computacionais usando o software ThermoCalc®. Foi feito o estudo do diagrama de fases e caminho de solidificação de aços inoxidáveis *lean*, tendo como base o aço inoxidável 410PD. A base de dados escolhida foi a TCFE7 que descreve funções para sistemas ferrosos (teor de Fe acima de 50%).

Os primeiros diagramas calculados foram de fração de fase versus temperatura, mantendo a composição constante. Foram gerados 7 diagramas, um para cada composição, com a temperatura variando de 0 °C a 2000 °C e por meio deles



observou-se que a temperatura de 1600 °C era adequada para ser adotada como máxima para reduzir a escala do diagrama, já que a temperatura *liquidus* estava entre 1511 °C e 1519 °C.

Para o diagrama tipo isopleta, que relaciona a temperatura versus porcentagem de Cr e Fe mantendo os outros elementos constantes, foi escolhido o intervalo de composição de Cr entre 4 e 12 %m, de interesse nesse estudo. Dessa forma, foram construídos 8 diagramas de fases: 7 diagramas de fração de fase versus temperatura e uma isopleta variando a composição de Cr e Fe.

Depois de analisar os resultados dos diagramas citados, foram calculados diagramas fora do estado de equilíbrio utilizando o modelo de Scheil. Esse modelo estuda a solidificação do material considerando a mudança de composição do líquido de acordo com as fases sólidas formadas com mistura completa no líquido e nenhuma difusão no sólido. Foram feitos 7 diagramas de Scheil, um para cada composição.

### 3.3 Processamento termomecânico

#### 3.3.1 Preparação das amostras

Os lingotes utilizados no processamento termomecânico foram fundidos em um forno VIM da marca Inductotherm no DEMA/UFSCar. Foram realizadas duas seqüências de fusões, a primeira do aço 410Std puro e dos aços *lean* de 6 a 11% de Cr. Os metais fundidos utilizados na fundição das ligas foram o aço 410Std, o aço AISI 1004 e o Cromo comercialmente puro. Foram recebidas 2 barras de aço 410Std com a seguinte composição, mostrada na Tabela 5. Esse material foi usado como base para a produção das ligas *lean*.

Tabela 5. Composição do aço 410Std utilizado nas 7 fusões.

| Composição aço 410Std (%m) |        |        |        |       |         |        |        |       |
|----------------------------|--------|--------|--------|-------|---------|--------|--------|-------|
| C                          | Mn     | Si     | P      | S     | Cr      | Ni     | Mo     | Al    |
| 0,0091                     | 0,5827 | 0,5109 | 0,0265 | 0,001 | 10,5665 | 0,2033 | 0,0135 | 0,002 |
| Cu                         | Co     | V      | Nb     | Ti    | Sn      | W      | N      | H     |

|        |        |        |        |        |        |        |        |         |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|---------|
| 0,0404 | 0,0147 | 0,0285 | 0,0098 | 0,0028 | 0,0028 | 0,0031 | 0,0169 | 0,00046 |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|---------|

Para regular a composição de cromo das ligas *lean* foram adicionados aço AISI 1004, em formato de elos de corrente, ou cromo comercialmente puro. As composições desses metais são apresentadas, respectivamente, nas Tabelas 6 e 7.

Tabela 6. Composição do aço AISI 1004 utilizado nas fusões das ligas de 6 a 10%*m* de Cr.

| Composição aço AISI 1004 (% <i>m</i> ) |        |         |        |         |        |        |         |         |
|----------------------------------------|--------|---------|--------|---------|--------|--------|---------|---------|
| C                                      | Mn     | Si      | Cr     | Ni      | N      | S      | Cu      | P       |
| 0,0497                                 | 0,3745 | 0,085   | 0,009  | 0,0145  | 0,0821 | 0,016  | 0,0043  | 0,0245  |
| O                                      | Al     | Co      | Nb     | Ti      | Sn     | Ca     | As      | H       |
| 0,00397                                | 0,0105 | 0,00605 | 0,0057 | 0,00105 | 0,0025 | 0,0034 | 0,00535 | 0,00064 |

Tabela 7. Composição do cromo comercialmente puro utilizado na fusão da liga de 11%*m* de Cr.

| Composição do Cromo comercialmente puro (% <i>m</i> ) |        |         |        |        |       |        |        |
|-------------------------------------------------------|--------|---------|--------|--------|-------|--------|--------|
| C                                                     | Si     | Cr      | N      | S      | Cu    | P      | O      |
| 0,0126                                                | 0,0618 | 99,4465 | 0,0176 | 0,0141 | 0,002 | 0,0022 | 0,0659 |
| Al                                                    | Co     | Sn      | As     | Bi     | Sb    | Zn     | Pb     |
| 0,0847                                                | 0,003  | 0,0005  | 0,002  | 0,0002 | 0,001 | 0,0022 | 0,0003 |

O processo de fundição está ilustrado na Figura 24.

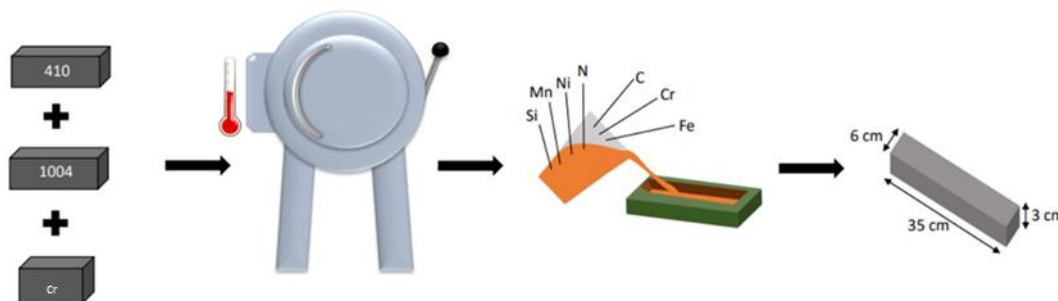


Figura 24. Processo de fundição das ligas *lean*.

As amostras de lingotes recebidas da UFSCar apresentavam as dimensões de aproximadamente 17 cm de comprimento, 6 cm de largura e a espessura variou de 27 a 37 mm. Primeiramente, as amostras de lingotes foram cortadas em 3 ou 2 partes na Discoton no laboratório de métodos físicos do Centro de Pesquisa da Aperam. Logo após, elas foram enviadas para a oficina mecânica, onde foram preparadas através de usinagem para remoção da superfície oriunda do processo de solidificação e ajuste de dimensões. Antes de passar para a etapa de laminação foi feita uma seleção das melhores amostras, com menos defeitos, pois uma parte de cada lingote ficou guardado.

### 3.3.2 Laminação piloto em laboratório

O processamento termomecânico dos lingotes seguiu a linha de processamento do aço 410 D e foi feito em escala laboratorial em fornos estacionários, o fluxograma deste processo está presente na Figura 25. A laminação de tiras a quente foi feita no laminador piloto do Centro de Pesquisa da Aperam South America, utilizando 1 lingote de aço 410Std e de 6 lingotes de aços inoxidáveis *lean* de 4 a 5 kg produzidos em forno de indução à vácuo com as composições variando de 6 a 11% m. de cromo.



Figura 25. Processamento termomecânico do aço 410 D.

Primeiramente, foi feita a curva de temperatura com uma amostra preliminar usando um termopar tipo K. A Figura 26 mostra a curva obtida, é possível visualizar a rampa de aquecimento, encharque e resfriamento.

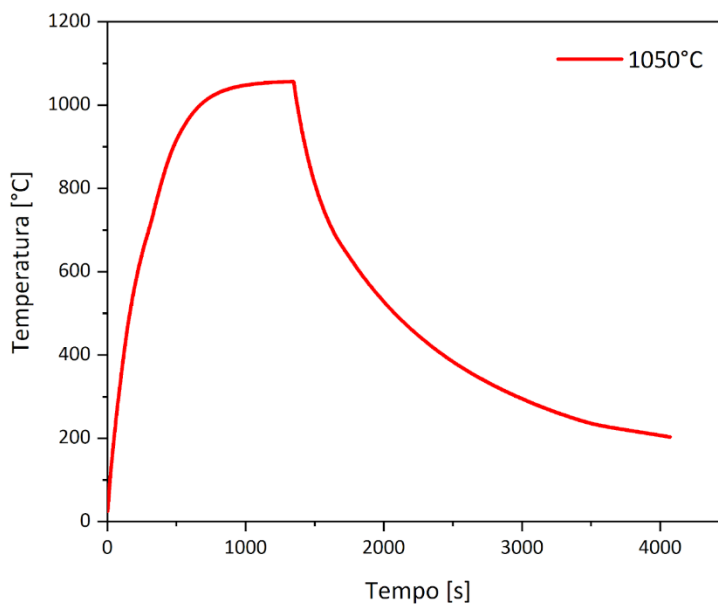


Figura 26. Curva obtida durante o aquecimento das amostras.

As ligas foram laminadas no campo austenítico na laminação a quente em torno de 1050°C no forno resistivo (Figura 27.a), de câmara refratária com atmosfera inerte de gás nitrogênio com tempo de encharque de 5 min em 5 passes. Os lingotes entraram com 22-25 mm de espessura e saíram com 3,2 mm. O procedimento para os passes de laminação no laminador piloto (Figura 27.b) está apresentada na Tabela 8.

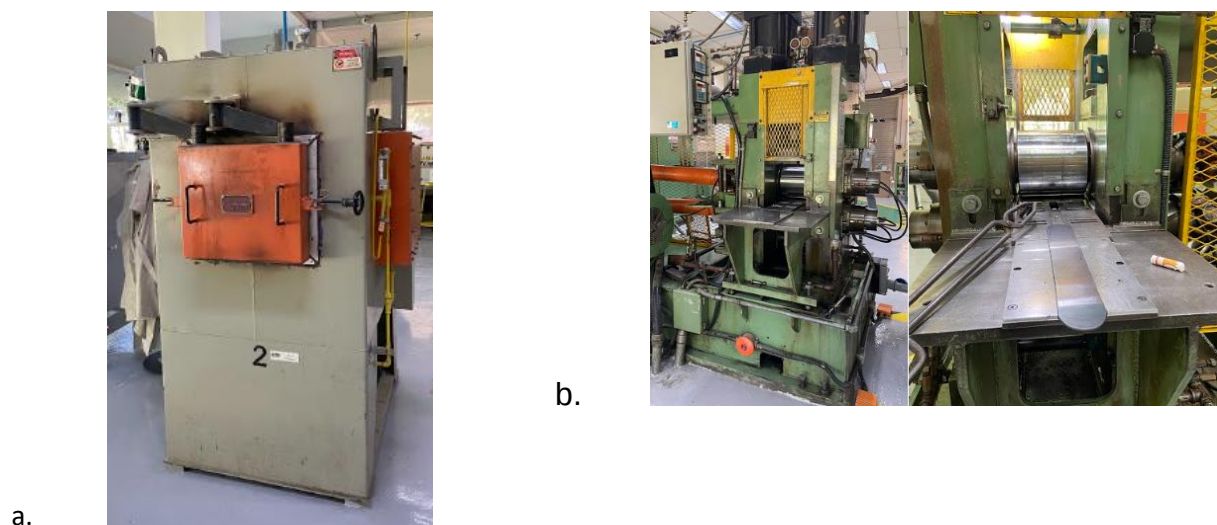


Figura 27. a) Forno resistivo Combustol usado no aquecimento das amostras. b) Laminador piloto.

Tabela 8. Receita dos passes de laminação a quente.

| Passe | Espessura (mm) |
|-------|----------------|
| 1     | 16,6           |
| 2     | 9,54           |
| 3     | 6,45           |
| 4     | 3,93           |
| 5     | 3,20           |

O resfriamento foi realizado ao ar. Na Figura 28 temos a amostra após a laminação a quente.



Figura 28. Amostras 9% Cr após laminação a quente.

### 3.3.3 Recozimento em box

Após sofrer a deformação na laminação a quente foi realizado o processo de recozimento subcrítico em fornos de batelada tipo Box. Esse processo teve duração de aproximadamente 40 horas e foi realizado na temperatura de aproximadamente 770°C por 8 horas de encharque com a atmosfera de 95% N<sub>2</sub> e 5% H<sub>2</sub>, para controlar a formação de carepa e facilitar o fluxo de calor. Na Figura 29 está apresentada a curva de recozimento para as amostras. No final do processo objetiva-se a distribuição dos carbonetos, eliminação da fase martensita, alívio de tensões e aumento da ductilidade.

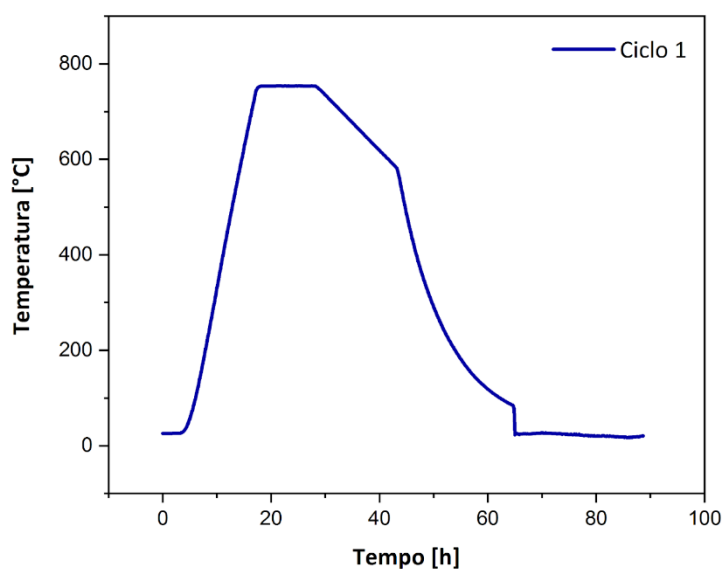


Figura 29. Curva de recozimento em box para as amostras.

### 3.3.4 Têmpera

Três amostras de cada liga foram aquecidas até a temperatura de austenitização, aproximadamente 1050°C para a realização da têmpera. Esse processo está ilustrado na Figura 30. Primeiramente foi utilizado um termopar nas amostras para gerar a curva de aquecimento (a); logo após as amostras foram aquecidas no forno (b). A temperatura máxima atingida foi de 1047,2°C com encharque de 5 minutos. Logo após, foi feito o resfriamento rápido com ar forçado usando um soprador (c) que está apresentado na Figura 31. A curva de aquecimento e resfriamento de têmpera está apresentada na Figura 32.

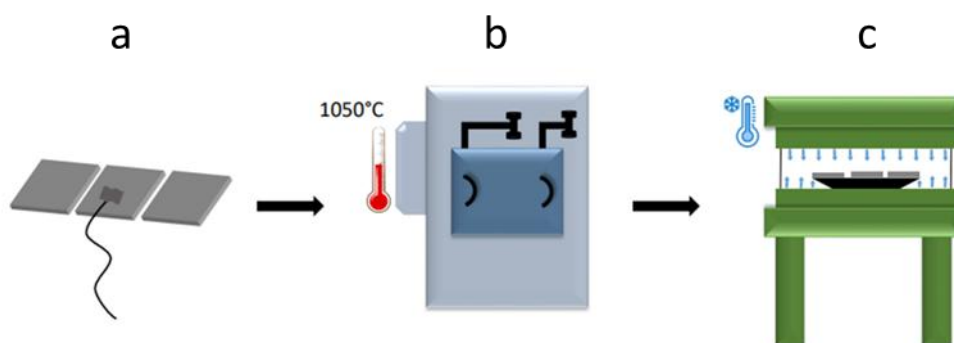


Figura 30. Processo de têmpera.



Figura 31. Soprador utilizado no resfriamento ao ar forçado.



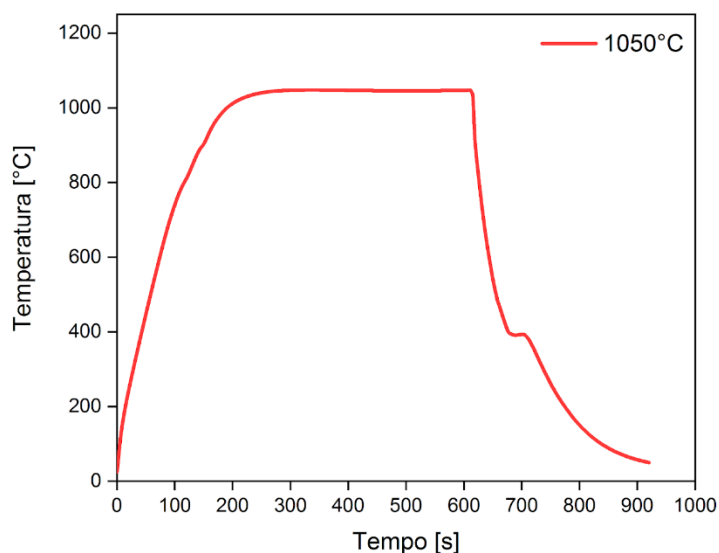


Figura 32. Curva de aquecimento e resfriamento de têmpera.

No final do processamento obtemos amostras recozidas e temperadas para efeito de comparação na realização dos ensaios.

### 3.4 Caracterização química

A análise química das amostras foi feita após a laminação a quente e foi executada pelas seguintes técnicas:

- C e S analisados pela técnica de absorção de infravermelho no equipamento do fabricante Leco, modelo CS444;
- N analisado pela técnica de termocondutividade no equipamento do fabricante Leco, modelo TC436;
- Os demais elementos químicos pela técnica de espectrometria de fluorescência de raios X no equipamento do fabricante ThermoARL, modelo 9900;

### 3.5 Ensaios mecânicos

Para a caracterização mecânica foram executados ensaios de tração e dureza no laboratório de ensaios mecânicos no centro de pesquisa da Aperam South America. Para os ensaios de tração os corpos de prova de secção retangular foram retirados no sentido de laminação na cota do comprimento e confeccionados conforme a norma ASTM E8M – 13A, Figura 33 [58].

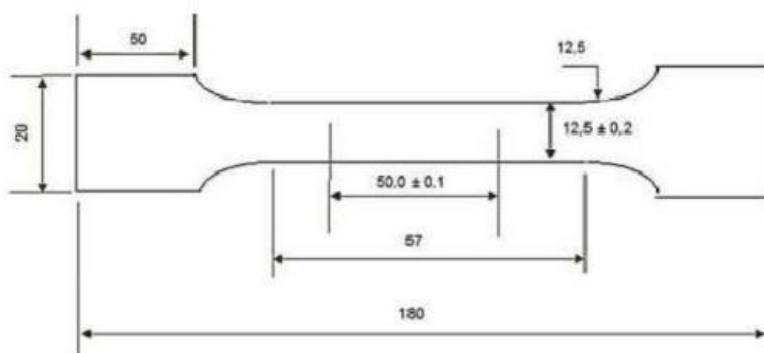


Figura 33. Dimensões em milímetros do corpo de prova para ensaio de tração conforme norma ASTM – E8/E8M-13A [2].

Foi utilizada uma máquina de tração do fabricante INSTRON, modelo 5583, com capacidade máxima de carga de 150 kN. Esta é dotada de um extensômetro óptico, o que permite mensurar a deformação durante todo o ensaio até a ruptura do corpo de prova.

A avaliação da dureza dos materiais foi realizada na superfície previamente lixada com lixa #200 e medição se fez pela média de cinco medidas usando a escala em (HRB), utilizando o durômetro da marca INSTRON WOLPERT, modelo Testor 930 do Centro de Pesquisa da Aperam South América, segundo a norma ABNT NBR ISO 6508-1 [59].

### **3.6 Análise metalográfica**

A análise metalográfica também foi feita após cada etapa do processamento termomecânico. O procedimento de preparação das amostras foi realizado por meio das seguintes etapas: Corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque químico. Corta-se um espécime metalográfico da região central da espessura e no sentido longitudinal de cada condição de tratamento térmico realizada, por meio de discos de corte abrasivo.

Para o embutimento a quente, utilizou-se resina tipo baquelite. Em seguida, lixamento com lixas de grana de #120, #220, #320, #500 e #600 na lixadeira da marca Struers Abramin-A, por aproximadamente 150s para cada lixa. Após esta etapa a amostra foi polida com agente polidor de diamante (DP-Spray P) nos tamanhos de 9 , 3 e 1  $\mu\text{m}$  na politriz da marca Struers Abramin-B, durante aproximadamente 420s para cada abrasivo.

As amostras metalográficas foram atacadas com reativo Vilella (95 ml de álcool etílico, 1 g de ácido pícrico e 3 ml de HCl), com o tempo de imersão de 50s. Para finalizar, a amostra foi lavada com água, álcool e seca ao ar quente.

As amostras foram examinadas na seção longitudinal à direção de laminação, ao longo da espessura com um microscópio óptico, marca LEICA, equipado com uma câmera digital com resolução de 640 X 480 pixels.

### **3.7 Ensaio de microesclerometria**

A fim de identificar o comportamento das diferentes condições de tratamento das amostras diante do ensaio de risco, analisando o coeficiente de atrito, profundidade de penetração e retorno elástico, foram feitos ensaios de microesclerometria, utilizando o equipamento MICRO COMBI TESTER (MCT3) Step 500 da Anton Paar (Figura 34) do Laboratório de Métodos Físicos da Aperam South America.

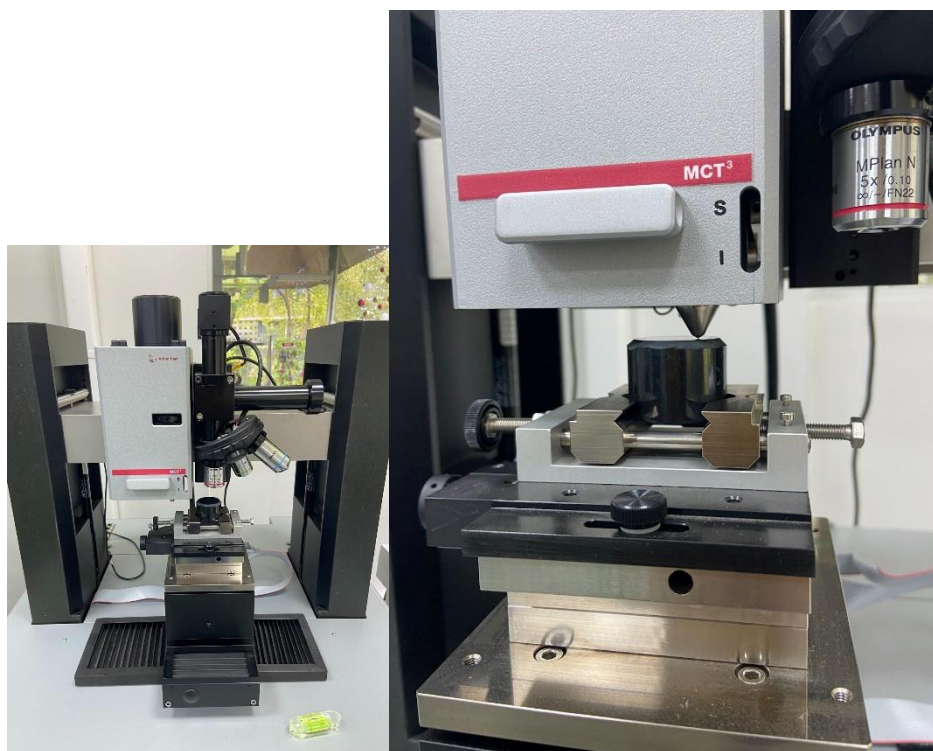


Figura 34. MICRO COMBI TESTER (MCT3) Step 500 da Anton Paar.

Os ensaios de microesclerometria foram feitos em triplicata para cada amostra com a carga constante de 10N, com o penetrador de 100 micrometros e com uma distância de 3 mm de comprimento.

Neste ensaio, é feito um arranhão utilizando um indentador na superfície da amostra para analisar o volume desgastado no material e, conseqüentemente, calcular a taxa de desgaste usando a equação de Archard. Foram realizados três riscamentos em cada amostra e computado o volume desgastado através da técnica de microscopia confocal. Logo após, imagens de microscopia eletrônica de varredura foram obtidas para analisar as características dos arranhões e mecanismos de desgaste. Além disso, a razão entre o volume desgastado e o volume de fluxo plástico deslocado foi calculada para analisar a quantidade de perda material.

### 3.8 Ensaio de roda de borracha

O equipamento utilizado para a avaliação da resistência ao desgaste foi um abrasômetro do tipo roda de borracha, pertencente ao Centro de Pesquisa da Aperam South America.

Esse equipamento é constituído de um sistema digital para contagem do número de voltas, alarme para assegurar os limites mínimo e máximo de rotações por minuto e desligamento automático ao completar 6000 rpm, garantindo as mesmas condições de ensaios para todas as amostras. A Tabela 9 mostra os parâmetros de ensaios de desgaste, conforme o procedimento D da norma ASTM G65-16 [60].

Tabela 9. Detalhamento do procedimento D da norma ASTM G65-16 [60].

| Parâmetro de ensaio                    | Valor    |
|----------------------------------------|----------|
| Carga Aplicada (N)                     | 45       |
| Rotações                               | 6000     |
| Tempo de ensaio (minutos)              | 30       |
| Tipo da areia (AFS)                    | 50/70    |
| Vazão de areia (g / minuto)            | 300/400  |
| Velocidade da roda de borracha (RPM)   | 200 ± 10 |
| Diâmetro externo anel de borracha (mm) | 228,6    |
| Espessura anel de borracha (mm)        | 12,7     |
| Dureza (shore A) do anel de borracha   | 59/60    |

As dimensões finais das amostras, também padronizadas por essa norma, são: comprimento 67,0 mm, largura 32 mm e espessura variando entre 11,3 e 12,5 mm.

Devido aos diferentes pesos específicos dos materiais, a mesma norma padroniza que os resultados da resistência ao desgaste sejam apresentados em termos de perda volumétrica ( $\text{mm}^3$ ).

### **3.9 Caracterização estrutural**

Além da análise metalográfica para caracterização estrutural das amostras, foram feitos ensaios de difração de raios-X (DRX) em equipamento Bruker D8 Advance ECO, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de retroespalhamento de elétrons (EBSD) em microscópio TESCAN MIRA no laboratório da UFSCar. A preparação para análise de DRX consistiu em cortes iniciais cuidadosos, seguidos de desbaste e nivelamento da superfície com lixas de granulações progressivas até 1200, garantindo planicidade e remoção da camada deformada. Em seguida, realizou-se polimento fino com suspensões abrasivas até  $0,05 \mu\text{m}$ , obtendo uma superfície lisa e livre de riscos. Após o polimento, a amostra foi limpa em banho ultrassônico com álcool/acetona para remover resíduos e completamente seca antes da análise, assegurando uma superfície adequada e livre de contaminação para a obtenção de difratogramas confiáveis. A preparação das amostras para análise em MEV consistiu em corte e embutimento, seguido de lixamento com granulações progressivas até 1200 para garantir planicidade e remoção da camada superficial deformada. Em seguida, a amostra foi polida até  $0,05 \mu\text{m}$ , resultando em uma superfície lisa e adequada para observação. Após o polimento, realizou-se limpeza em ultrassom com álcool ou acetona para remoção de partículas e resíduos, seguida de secagem completa. Por fim, foram feitas as imagens no MEV. A preparação das amostras para análise por EBSD no microscópio TESCAN MIRA envolveu corte inicial e posterior lixamento com granulações progressivas até 1200, garantindo planicidade e a remoção da camada deformada por usinagem. Em seguida, a amostra foi polida até  $0,05 \mu\text{m}$  e finalizada com polimento eletrolítico/sílica coloidal para minimizar tensões superficiais e obter uma superfície altamente livre de deformações, condição essencial para boa indexação dos padrões de difração. Após o polimento, realizou-se limpeza em ultrassom com

álcool ou acetona e secagem completa, garantindo uma superfície limpa, plana e adequada para aquisição de mapas EBSD com alta qualidade.





## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Cálculos termodinâmicos para os aços inoxidáveis *lean*

Os resultados dos cálculos termodinâmicos estão presentes no trabalho de Queiroz, 2023 [61].

As Figuras 35 e 36 apresentam o diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura do aço inoxidável 410PD com 11,0761 %m de Cr, que é o material de partida para formação da composição das novas ligas.

Pela análise do caminho de solidificação a partir do líquido, a temperatura *liquidus* ocorre a 1511,95 °C. Logo após, temos a transformação total em ferrita- $\delta$  a 1500,71 °C, consumindo a última fração de líquido, resultando em um estreito intervalo de solidificação. Assim, a microestrutura ao final da solidificação apresenta-se monofásica. Na sequência do resfriamento, as demais transformações de fase ocorrem no estado sólido. A transformação de ferrita- $\delta$  para austenita- $\gamma$  tem início na temperatura de 1291,99 °C e se estende até a temperatura de 1159,87 °C, essa nova fase (austenita- $\gamma$ ) permanece até a temperatura de 781,18 °C. A 60 °C se forma outra fase cúbica de face centrada ( $\gamma$ ), entretanto ela é rica em Ni e Fe, ocorrendo uma segregação do Ni.

A formação da fase ferrita- $\alpha$  a partir da austenita tem início a 839,91 °C, essa fase é mantida até a temperatura ambiente (25 °C). Entretanto, nem toda a austenita- $\gamma$  se transforma em ferrita- $\alpha$ , também ocorre a precipitação de nitretos e carbonetos. O nitreto de cromo,  $\text{Cr}_2\text{N}$ , (nos diagramas  $\text{Cr}_2\text{N}$ ), é previsto a partir de 809,54 °C. A coexistência do carboneto  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  também é prevista a partir de 787,04 °C. A precipitação de nitretos e carbonetos geram diferentes regiões empobrecidas em cromo que podem ser atacadas por meios agressivos e produzir corrosão intergranular. Essa condição é, normalmente, denominada sensitização e pode ocorrer durante processamentos termomecânicos ou por soldagem [62,63].

A fase sigma ( $\sigma$ ) tem início na temperatura de 483,40 °C e termina na temperatura de 264,62 °C, sendo pouco pronunciada neste aço. É uma fase

intermetálica não magnética composta principalmente de ferro e cromo que se forma em aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Ela é importante, pois afeta o comportamento mecânico e a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Esta fase tem como características ser frágil e dura, comprometendo assim a tenacidade e ductilidade do aço [64]. O conhecimento prévio das temperaturas de formação das fases deletérias ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , sigma) e o resfriamento adequado a partir da temperatura na qual elas não são estáveis, suprime suas formações, assegurando a microestrutura monofásica ferrítica de interesse.

A fase  $\alpha'$  é formada a 395,91 °C. Essa fase é resultado da separação de Fe e Cr, devido a esses dois elementos serem imiscíveis em baixas temperaturas. Em um diagrama binário de Fe-Cr essa fase se forma no intervalo de temperatura de 280 a 500 °C [65].

Outras fases indesejadas também podem precipitar na microestrutura, como a fase  $\pi$ , a partir de 150,73 °C, que é considerada como um tipo de nitreto por alguns autores, e carbonetos, que assim como as fases sigma,  $\text{Cr}_2\text{N}$  e  $\alpha'$ , prejudicam as propriedades do aço AISI 410 [66,67,68]. Portanto, as ligas devem ter uma microestrutura final livre desses precipitados e para isso é necessário realizar um tratamento térmico de solubilização. Contudo, a composição trabalhada tem 0,015% de C, um teor dez vezes mais baixo que desse aço. Por isso, nesse caso, não necessita solubilização.

Na microestrutura final, considerando o equilíbrio de fases, obtém-se então majoritariamente ferrita- $\alpha$  e a fase  $\alpha'$  com presença minoritária de austenita- $\gamma$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , e  $\pi$ . Destaca-se que apesar de previstas, salvo a ferrita- $\alpha$ , as demais fases normalmente não são encontradas na microestrutura final, já que suas formações são inibidas por questões cinéticas. Na Figura 37 é mostrado um exemplo de microestrutura observada nesses aços, sendo ferrítica com carbonetos.

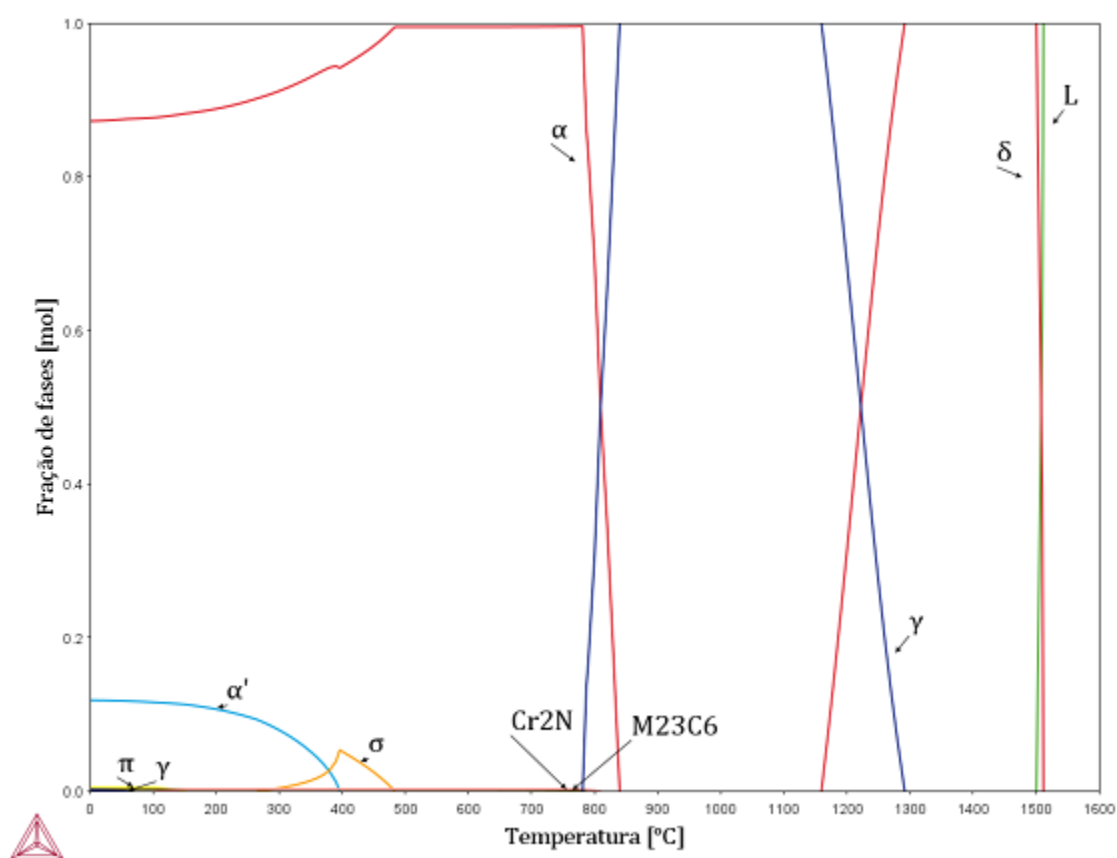


Figura 35. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura do aço 410PD.

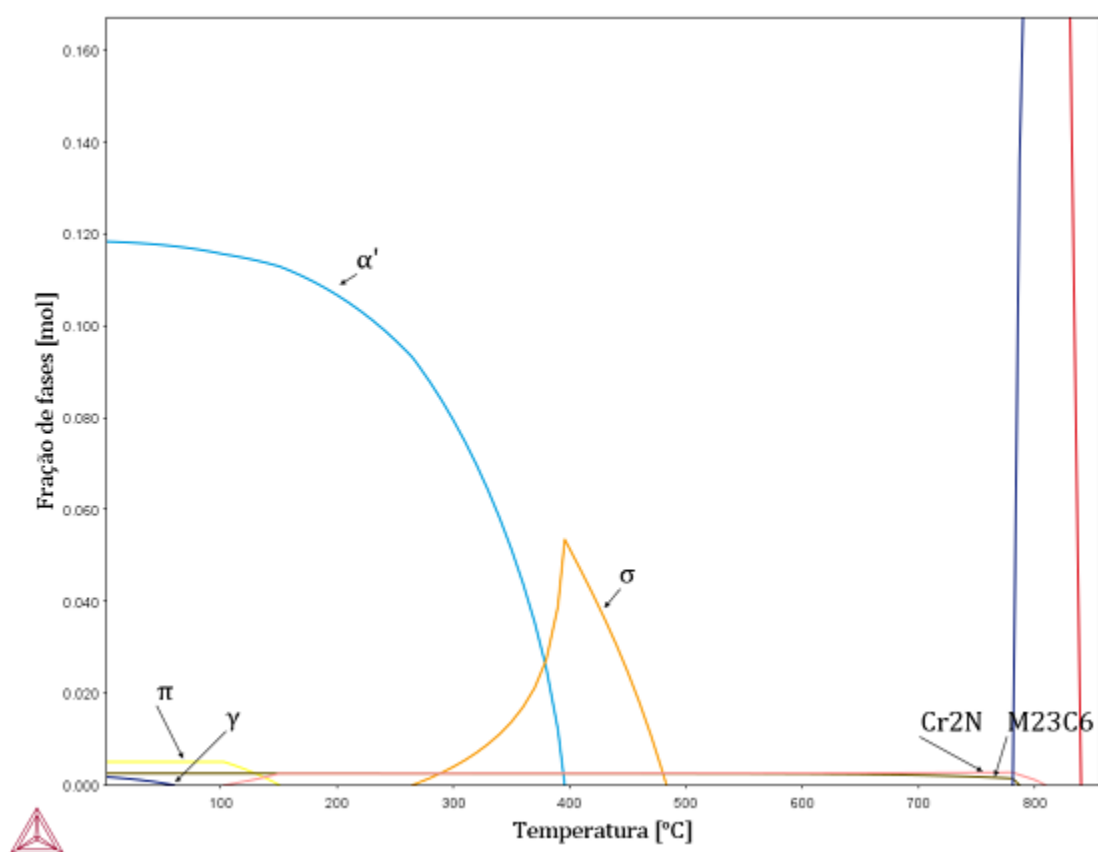


Figura 36. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura do aço 410PD com aumento na região final do resfriamento.

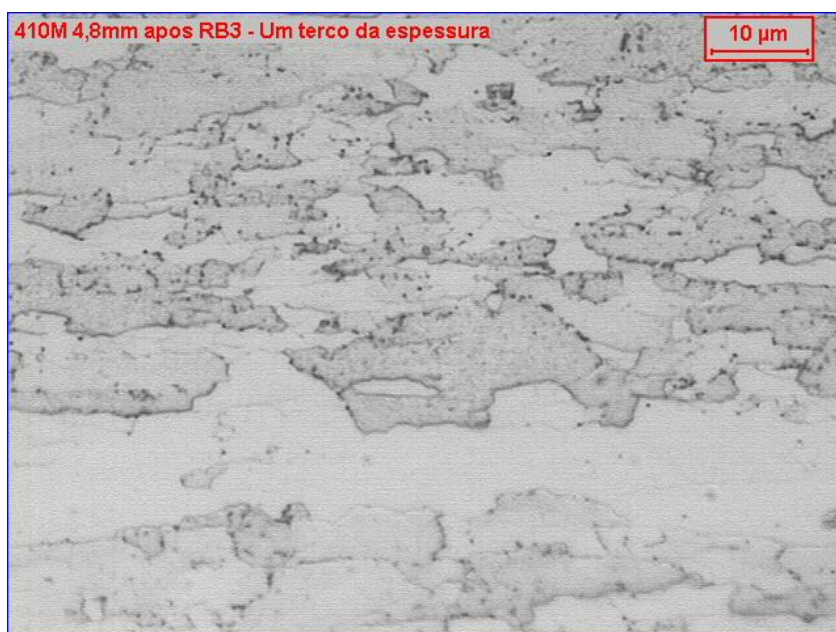


Figura 37. Microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 410D - Microscopia ótica (Cortesia Aperam South America, Brazil).

As Figuras 38 e 39 apresentam o diagrama de fração de fases *versus* temperatura da liga com 11 %m de cromo. O caminho de solidificação é parecido ao do aço 410PD com algumas pequenas diferenças. A temperatura *liquidus* ocorre a 1512,19 °C, diminuindo 0,44 °C no intervalo de transformação líquido-sólido. O término da formação da ferrita- $\delta$  ocorre a 1501,39 °C e o seu campo (1501,39-1156,47°C) aumentou 4,07 °C. A transformação de ferrita- $\delta$  para austenita- $\gamma$  tem início na temperatura de 1288,40 °C e finaliza na temperatura de 1156,47 °C, diminuindo 0,21 °C do intervalo de transformação. A fase austenita- $\gamma$  se estende até 786,76 °C diminuindo 9,17 °C do seu campo em relação ao aço 410PD, logo após, a fase ferrita- $\alpha$  tem início a 844,60 °C, aumentando 4,69 °C em relação ao aço 410PD.

Entretanto, nem toda a austenita- $\gamma$  se transforma em ferrita- $\alpha$ , ocorre a precipitação de nitretos e carbonetos. A 813,33 °C começa a formação de nitreto de cromo,  $\text{Cr}_2\text{N}$ , em uma temperatura 3,79 °C maior que para o aço 410PD e a 791,23 °C começa a formação do carboneto  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . A fase  $\sigma$  começa a se formar a 483,38 °C e

ela se mantém estável até 257,94 °C. A 395,11 °C se forma a fase  $\alpha'$ . Por volta de 121,18 °C há a formação da fase  $\pi$  que fica estável até 25 °C. Além disso, o campo da fase sigma aumentou 6,66 °C e o campo da fase  $\pi$  diminuiu 29,55 °C em relação ao 410PD. Ao final das transformações, a temperatura ambiente (25 °C), as fases previstas são ferrita- $\alpha$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $\alpha'$  e  $\pi$ .

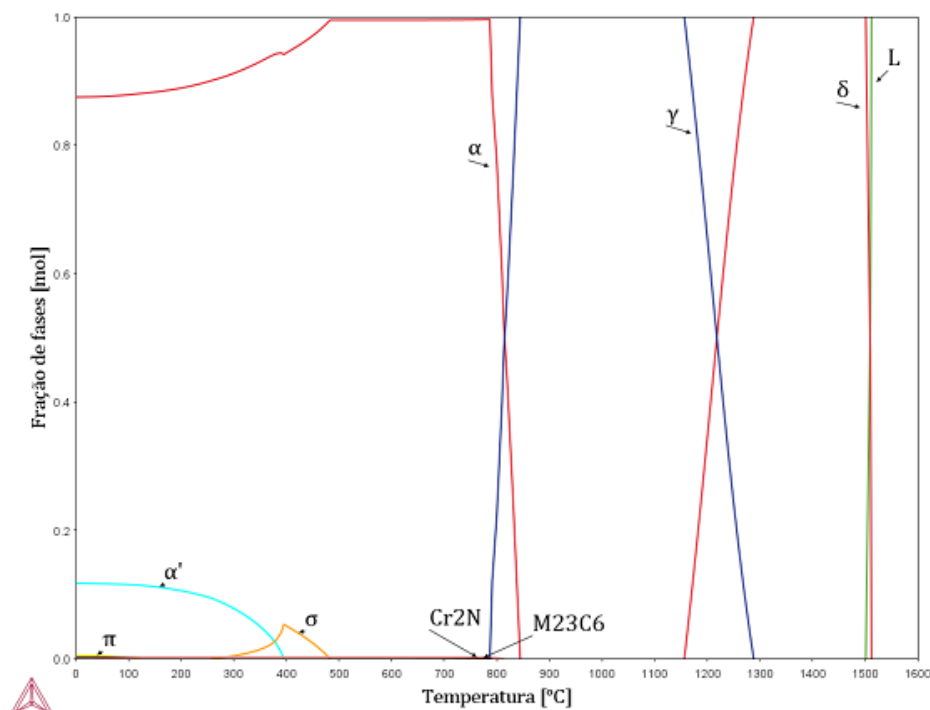


Figura 38. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 11 %m de Cr.

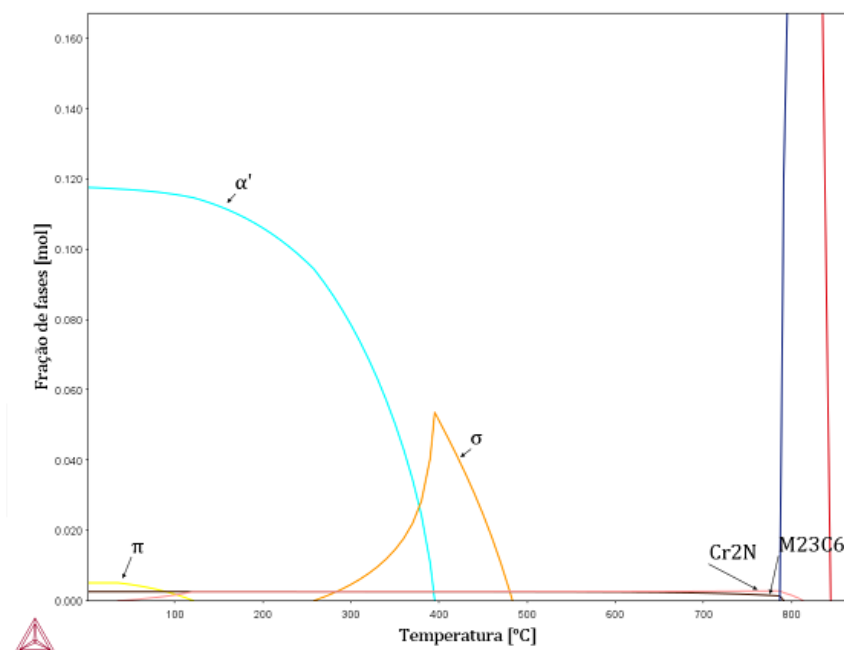


Figura 39. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 11 %m de Cr com aumento na região final do resfriamento.

As Figuras 40, 41, 42 e 43 apresentam os diagramas de fração de fases *versus* temperatura das ligas com 10 %m de cromo e 9 %m de cromo. O caminho de solidificação é semelhante ao do aço 410PD e a liga com 11 %m de Cr com algumas diferenças que estão apresentadas nas Tabelas 10, 11, 12, 13 e 14 que indicam as temperaturas de solidificação no equilíbrio, temperaturas de transformação ferrita- $\delta$  para austenita- $\gamma$ , temperaturas de transformação austenita- $\gamma$  para ferrita- $\alpha$  e temperaturas iniciais de precipitação das fases deletérias, respectivamente.

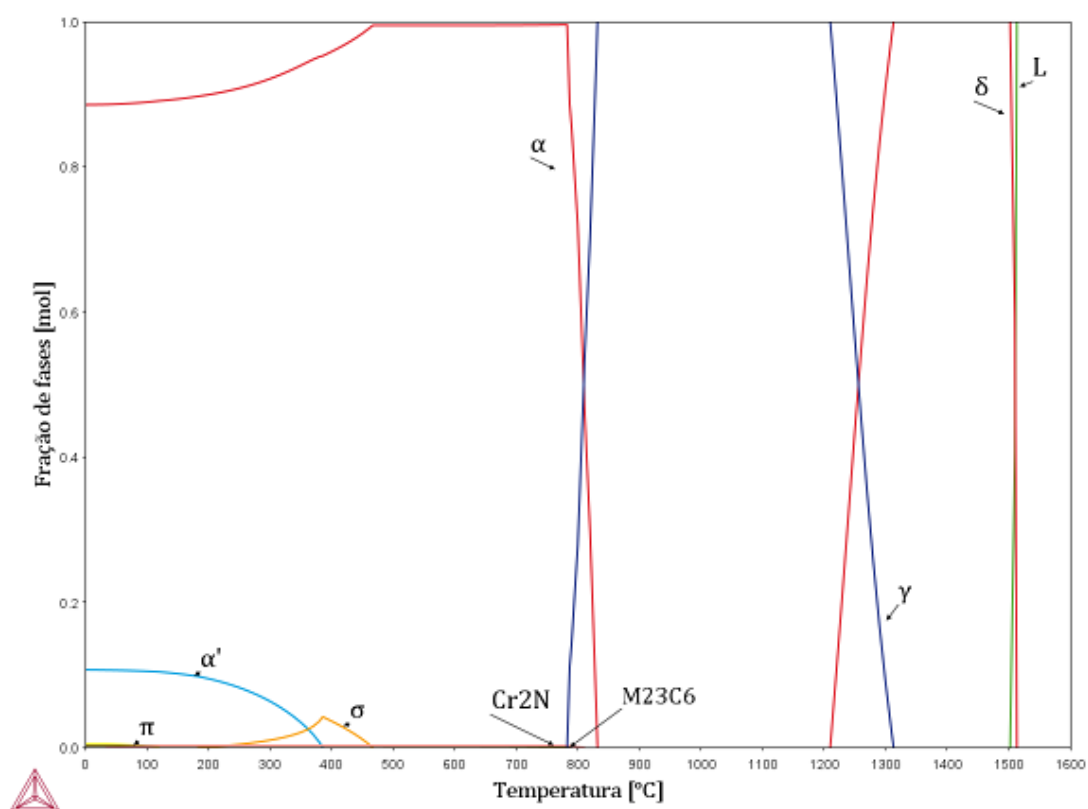


Figura 40. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 10 %m de Cr.



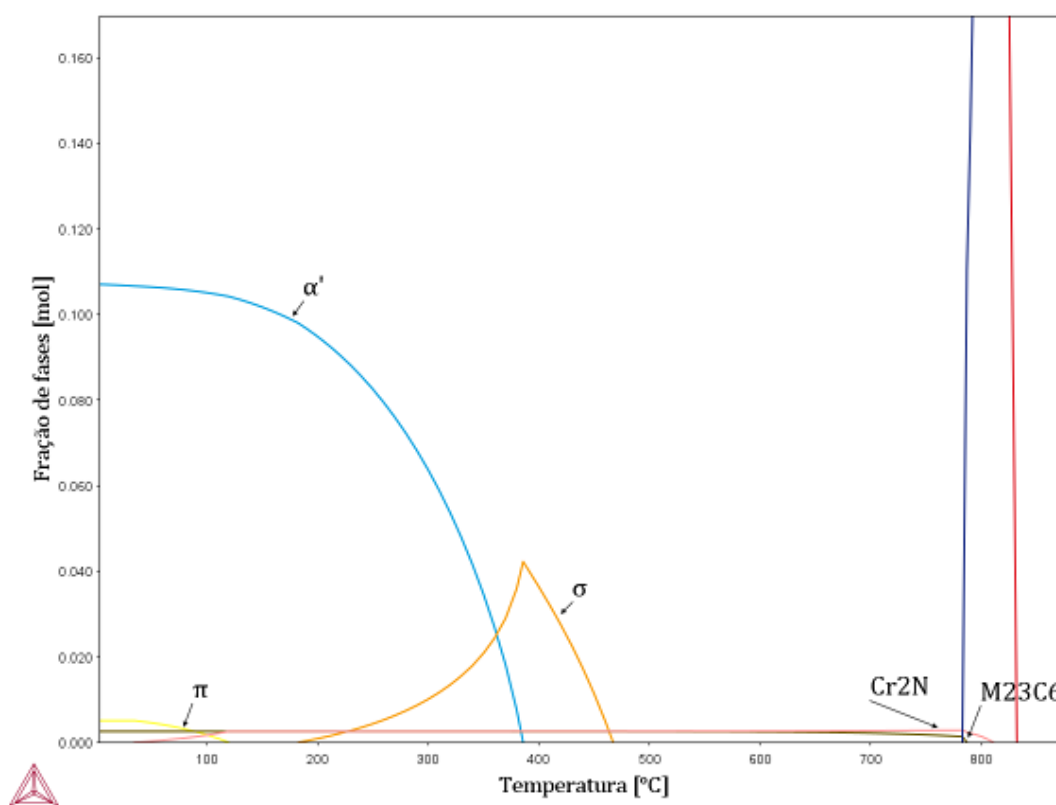


Figura 41. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 10 %m de Cr com aumento na região final de resfriamento.

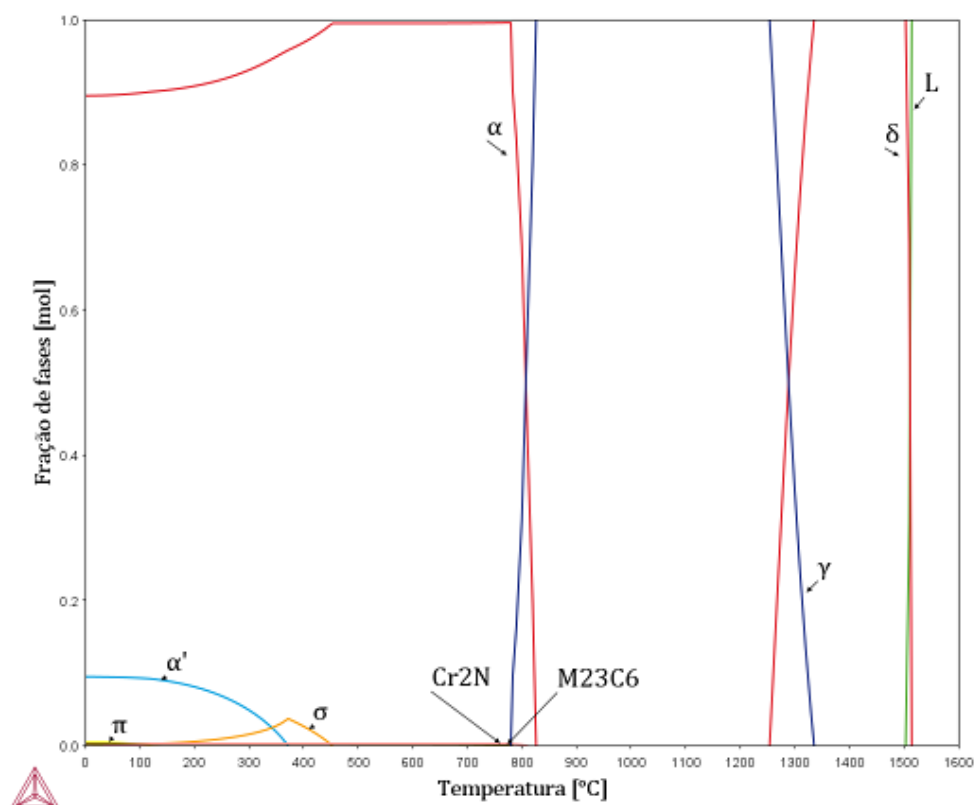


Figura 42. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 9 %m de Cr.

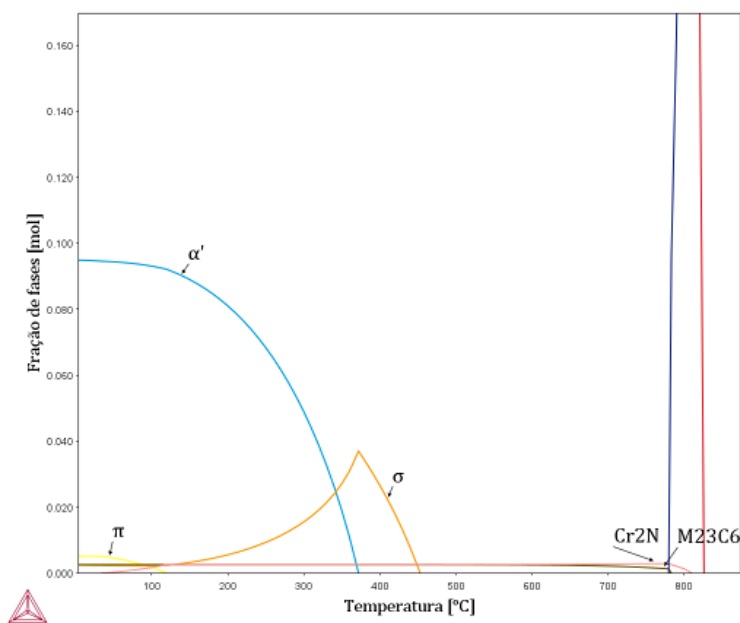


Figura 43. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 9 %m de Cr com aumento na região final de resfriamento.

As Figuras 44, 45, 46 e 47 apresentam os diagramas de fração de fases *versus* temperatura das ligas com 8 %m de Cr e 7 %m de Cr. O caminho de solidificação e resfriamento dessas ligas apresenta algumas diferenças em relação às ligas descritas anteriormente. Há a formação do carboneto  $M_7C_3$ , fase que não aparece nas ligas anteriores. Além disso, na liga com 7%*m* de Cr ocorre uma segunda fase cúbica de face centrada rica em cromo e nitrogênio,  $\gamma'$ , em temperatura próxima a de formação do nitreto de cromo.

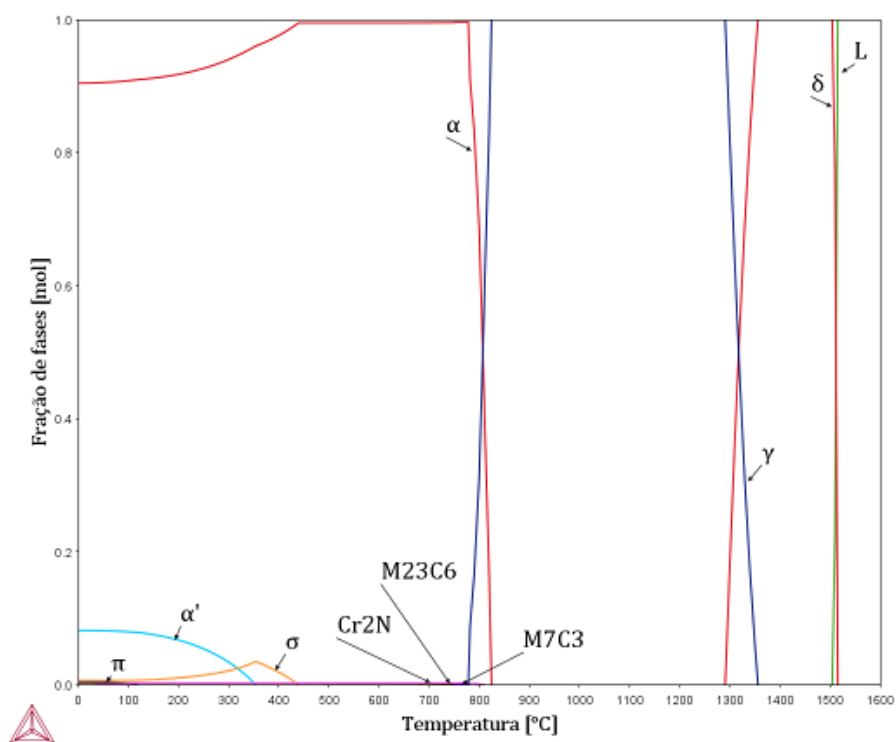


Figura 44. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 8 %m de Cr.

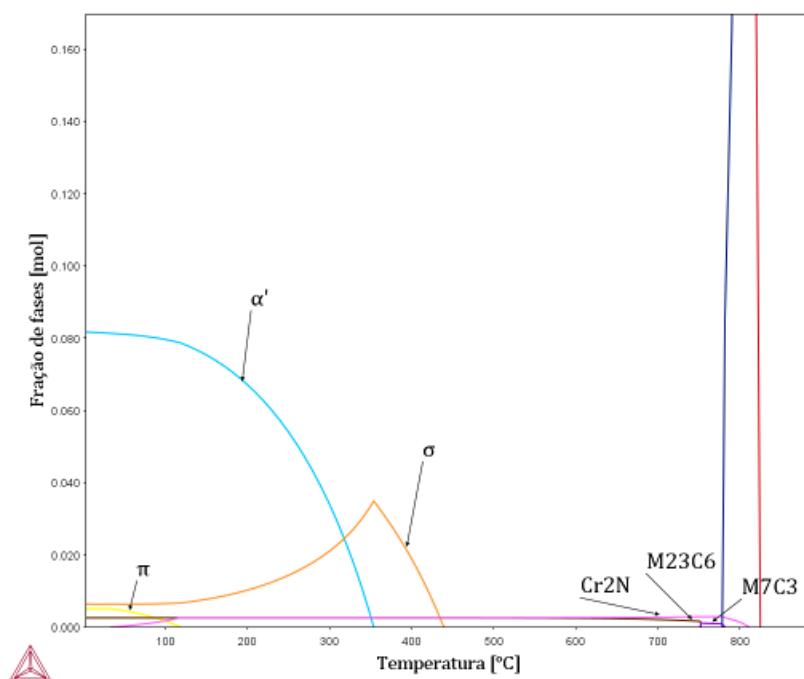


Figura 45. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 8%<sub>m</sub> de Cr com aumento na região final de resfriamento.

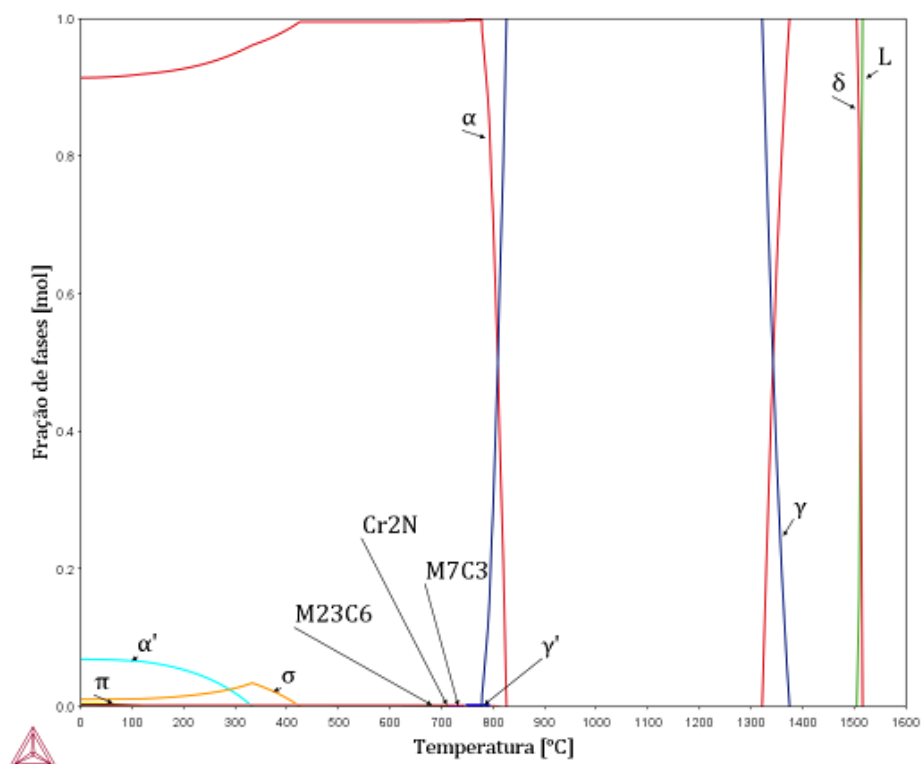


Figura 46. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 7 %<sub>m</sub> de Cr.

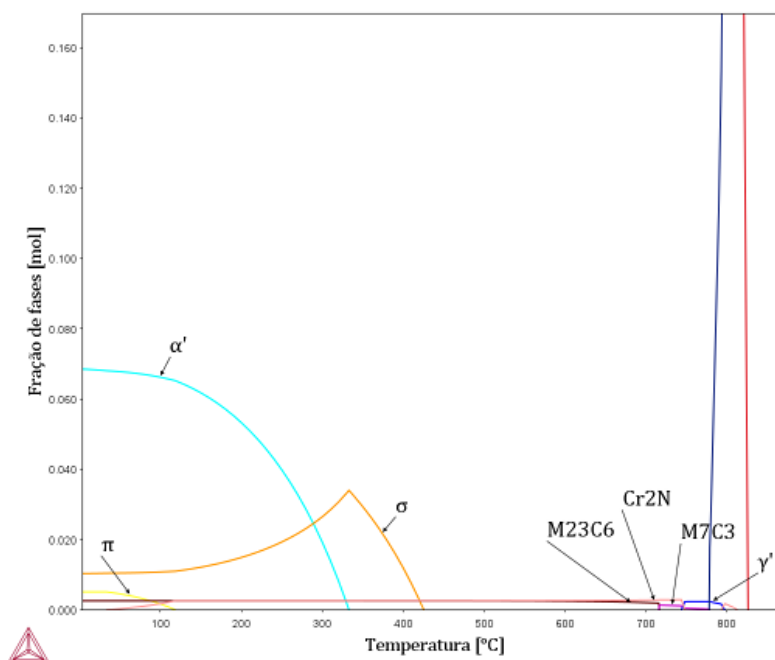


Figura 47. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 7 %m de Cr com aumento na região final de resfriamento.

O diagrama de fração de fases *versus* temperatura da liga com 6 %m de cromo é apresentado nas Figuras 48 e 49. O caminho de solidificação e resfriamento desse material apresenta algumas diferenças em relação às ligas descritas anteriormente. O intervalo de transformação sólido-líquido aumentou à medida que o teor de Cr diminuiu nas ligas, como pode ser visto na Tabela 10. O material se solidifica totalmente como ferrita- $\delta$  a 1506,55 °C. A transformação de ferrita- $\delta$  para austenita- $\gamma$  se inicia em 1391,62 °C e se completa em 1348,22 °C. O intervalo dessa transformação de fase diminui à medida que se reduz o teor de Cr das ligas, conseguimos observar isso na Tabela 11. O campo da austenita- $\gamma$  se estende até 778,58 °C, aumentando a sua área à medida que o teor de Cr reduziu.

A formação de ferrita- $\alpha$  inicia a 830,12. Também para essa liga, nem toda a austenita- $\gamma$  se transforma em ferrita- $\alpha$ . A 817,57 °C forma-se uma pequena fração  $\gamma'$ , que logo desaparece a 703,11 °C dando lugar ao nitreto de cromo,  $\text{Cr}_2\text{N}$ , que inicia a 707,15 °C e se mantém estável até 33 °C. Com o fim do austenita a 778,58 °C, temos a formação do carboneto  $\text{M}_7\text{C}_3$  a 778,70 °C. A 679,39 °C o carboneto  $\text{M}_7\text{C}_3$  dá origem ao

carboneto  $M_{23}C_6$ . A fase  $\sigma$  começa a se formar a 410,45 °C e ela se mantém estável até a temperatura ambiente. A 308,16 °C se forma a fase  $\alpha'$ . Por volta de 117,93 °C há a formação da fase  $\pi$ . A temperatura ambiente, 25 °C, as fases previstas são ferrita- $\alpha$ , fase  $\alpha'$ , fase  $\sigma$ , o carboneto  $M_{23}C_6$  e a fase  $\pi$ .

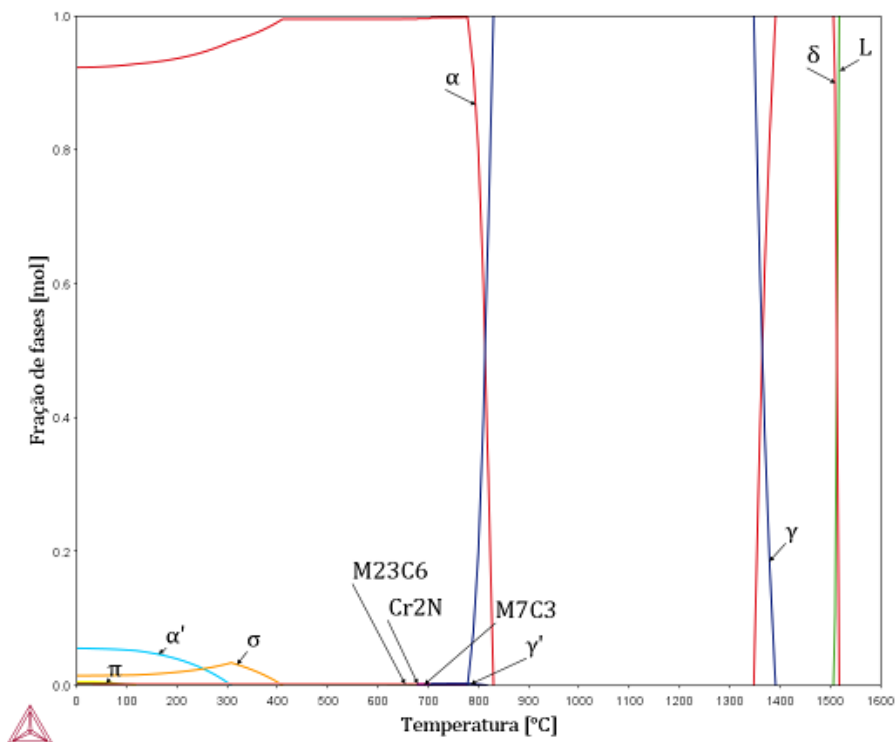


Figura 48. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 6 %m de Cr.

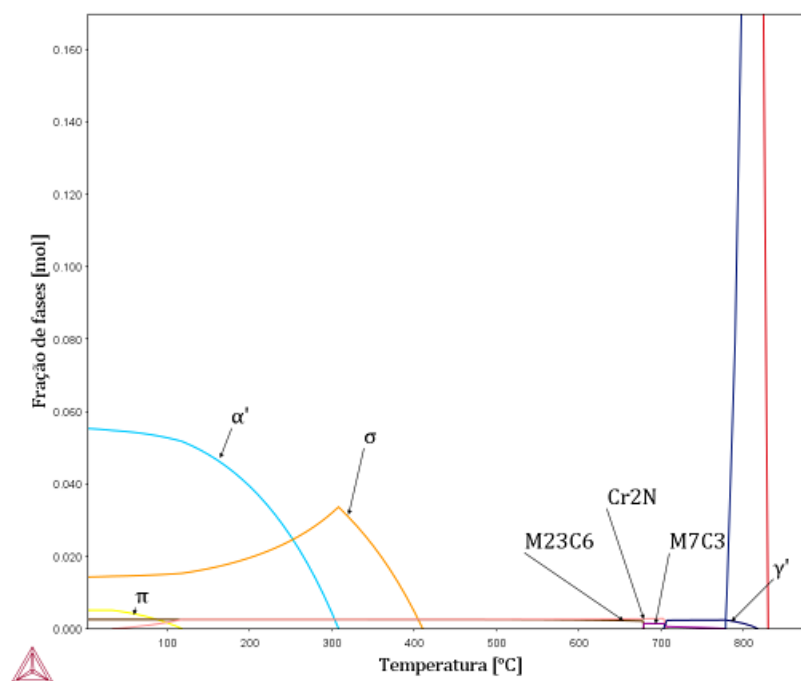


Figura 49. Diagrama de fração de fases em equilíbrio em função da temperatura da liga com 6 %m de Cr com aumento na região final do resfriamento.

Tabela 10. Temperaturas da solidificação no equilíbrio das ligas.

| LIGA     | SOLIDIFICAÇÃO NO EQUILÍBRIO |                        |                |
|----------|-----------------------------|------------------------|----------------|
|          | Temperatura inicial (°C)    | Temperatura final (°C) | Intervalo (°C) |
| 410PD    | 1511,95                     | 1500,71                | 11,24          |
| 11 %m Cr | 1512,19                     | 1501,39                | 10,80          |
| 10 %m Cr | 1513,47                     | 1502,29                | 11,18          |
| 9 %m Cr  | 1514,56                     | 1503,27                | 11,29          |
| 8 %m Cr  | 1515,71                     | 1504,31                | 11,40          |
| 7 %m Cr  | 1516,93                     | 1505,40                | 11,53          |
| 6 %m Cr  | 1518,20                     | 1506,55                | 11,65          |

Tabela 11. Temperaturas de transformação ferrita- $\delta$  para austenita- $\gamma$  das ligas.

| LIGA     | TRANSFORMAÇÃO FERRITA $\delta$ – AUSTENITA |                        |                |
|----------|--------------------------------------------|------------------------|----------------|
|          | Temperatura inicial (°C)                   | Temperatura final (°C) | Intervalo (°C) |
| 410PD    | 1291,99                                    | 1159,87                | 132,12         |
| 11 %m Cr | 1288,40                                    | 1156,47                | 131,93         |
| 10 %m Cr | 1313,01                                    | 1210,13                | 102,88         |
| 9 %m Cr  | 1335,70                                    | 1254,00                | 81,7           |
| 8 %m Cr  | 1356,41                                    | 1290,83                | 65,58          |
| 7 %m Cr  | 1375,08                                    | 1321,99                | 53,09          |
| 6 %m Cr  | 1391,62                                    | 1348,22                | 43,4           |

Tabela 12. Temperaturas de transformação austenita- $\gamma$  para ferrita- $\alpha$  das ligas.

| LIGA     | TRANSFORMAÇÃO AUSTENITA – FERRITA $\alpha$ |                        |                |
|----------|--------------------------------------------|------------------------|----------------|
|          | Temperatura inicial (°C)                   | Temperatura final (°C) | Intervalo (°C) |
| 410PD    | 839,91                                     | 781,18                 | 58,73          |
| 11 %m Cr | 844,60                                     | 786,76                 | 57,84          |
| 10 %m Cr | 832,04                                     | 782,79                 | 49,25          |
| 9 %m Cr  | 826,28                                     | 779,87                 | 46,41          |
| 8 %m Cr  | 824,74                                     | 778,30                 | 46,44          |
| 7 %m Cr  | 826,23                                     | 778,16                 | 48,07          |



|                |        |        |       |
|----------------|--------|--------|-------|
| <b>6 %m Cr</b> | 830,12 | 778,58 | 51,54 |
|----------------|--------|--------|-------|

Tabela 13. Temperaturas iniciais de precipitação das fases deletérias das ligas.

| LIGA            | TEMPERATURA INICIAL DE PRECIPITAÇÃO DAS FASES DELETÉRIAS (°C) |        |                               |                                |        |        |        |
|-----------------|---------------------------------------------------------------|--------|-------------------------------|--------------------------------|--------|--------|--------|
|                 | Cr <sub>2</sub> N                                             | γ'     | M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> | M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> | σ      | α'     | π      |
| <b>410PD</b>    | 809,54                                                        | -      | -                             | 787,04                         | 483,40 | 395,91 | 150,73 |
| <b>11 %m Cr</b> | 813,33                                                        | -      | -                             | 791,23                         | 483,38 | 395,11 | 121,18 |
| <b>10 %m Cr</b> | 810,95                                                        | -      | -                             | 786,83                         | 467,18 | 385,88 | 119,86 |
| <b>9 %m Cr</b>  | 810,23                                                        | -      | -                             | 783,41                         | 452,98 | 371,81 | 118,98 |
| <b>8 %m Cr</b>  | 810,96                                                        | -      | 781,65                        | 752,38                         | 439,37 | 354,00 | 118,63 |
| <b>7 %m Cr</b>  | 812,87                                                        | 797,38 | 778,93                        | 716,68                         | 425,41 | 332,92 | 118,28 |
| <b>6 %m Cr</b>  | 707,15                                                        | 817,57 | 778,70                        | 679,39                         | 410,45 | 308,16 | 117,93 |

Tabela 14. Temperatura de início e final da fase  $\sigma$ .

| LIGA            | TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO DA FASE $\sigma$ |                        |                |
|-----------------|-----------------------------------------------|------------------------|----------------|
|                 | Temperatura inicial (°C)                      | Temperatura final (°C) | Intervalo (°C) |
| <b>410PD</b>    | 483,40                                        | 264,62                 | 218,78         |
| <b>11 %m Cr</b> | 483,38                                        | 257,95                 | 225,43         |
| <b>10 %m Cr</b> | 467,18                                        | 182,83                 | 284,35         |
| <b>9 %m Cr</b>  | 452,98                                        | Abaixo de 25°C         | -              |
| <b>8 %m Cr</b>  | 439,37                                        | Abaixo de 25°C         | -              |
| <b>7 %m Cr</b>  | 425,41                                        | Abaixo de 25°C         | -              |
| <b>6 %m Cr</b>  | 410,45                                        | Abaixo de 25°C         | -              |

A Tabela 15 apresenta as fases presentes ao término do resfriamento a temperatura ambiente, de 25°C, para cada uma das ligas estudadas.

Tabela 15. Fases resultantes da solidificação em equilíbrio

| LIGA            | FRAÇÃO MOLAR DE CADA FASE PRESENTE A TEMPERATURA AMBIENTE (25°C) |           |                     |             |          |         |
|-----------------|------------------------------------------------------------------|-----------|---------------------|-------------|----------|---------|
|                 | ferrita- $\alpha$                                                | $\alpha'$ | austenita- $\gamma$ | $M_{23}C_6$ | $\sigma$ | $\pi$   |
| <b>410PD</b>    | 0,87287                                                          | 0,11810   | 0,00141             | 0,00255     | -        | 0,00507 |
| <b>11 %m Cr</b> | 0,87511                                                          | 0,11727   | -                   | 0,00255     | -        | 0,00507 |
| <b>10 %m</b>    | 0,88556                                                          | 0,10682   | -                   | 0,00255     | -        | 0,00507 |

| <b>Cr</b>           |         |         |   |         |         |         |
|---------------------|---------|---------|---|---------|---------|---------|
| <b>9 %m<br/>Cr</b>  | 0,89533 | 0,09470 | - | 0,00255 | 0,00234 | 0,00508 |
| <b>8 %m<br/>Cr</b>  | 0,90454 | 0,08148 | - | 0,00255 | 0,00634 | 0,00508 |
| <b>7 %m<br/>Cr</b>  | 0,91374 | 0,06827 | - | 0,00256 | 0,01035 | 0,00509 |
| <b>6 %m.<br/>Cr</b> | 0,92298 | 0,05502 | - | 0,00256 | 0,01436 | 0,00509 |

Com a análise dos gráficos anteriores e da Tabela 10 é possível observar que o intervalo de solidificação no equilíbrio é pequeno e ele aumenta com a diminuição do teor de Cr nas ligas, entretanto para o aço 410PD com teor de Cr de 11,0761%<sub>m</sub> o intervalo é maior que da liga de 11%<sub>m</sub> de Cr. Além disso, na Tabela 11 observamos que quanto mais Cr, menor a quantidade de ferrita delta (de alta temperatura) após o resfriamento no equilíbrio; na Tabela 13 o menor teor de Cr abaixa a temperatura de formação das fases e na Tabela 14 quanto menor o teor de Cr, mais baixa é a temperatura de transformação da austenita, podendo ficar estável à temperatura ambiente, aumentando o intervalo.

As Figuras 50, 51 e 52 apresentam os gráficos das curvas de solidificação fora do equilíbrio de Scheil para o aço 410PD e as ligas de teor de 11 %<sub>m</sub> de Cr e 6 %<sub>m</sub> de Cr. A linha pontilhada indica a solidificação no equilíbrio, enquanto as linhas contínuas e coloridas indicam a solidificação segundo o princípio de Scheil e as fases presentes até o fim da transformação. Na solidificação fora do equilíbrio, o intervalo de solidificação do aço 410PD é 18,69 °C menor que o da liga de 11 %<sub>m</sub> de Cr, Tabela 16, isso pode ser devido a diferença da composição química. Já para as ligas de aço

inoxidável *lean* o intervalo diminui de 3 a 1 °C com a redução do teor de Cr. Além disso, a solidificação acontece  $L \rightarrow$  fase delta no equilíbrio e  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L +$  austenita fora do equilíbrio.

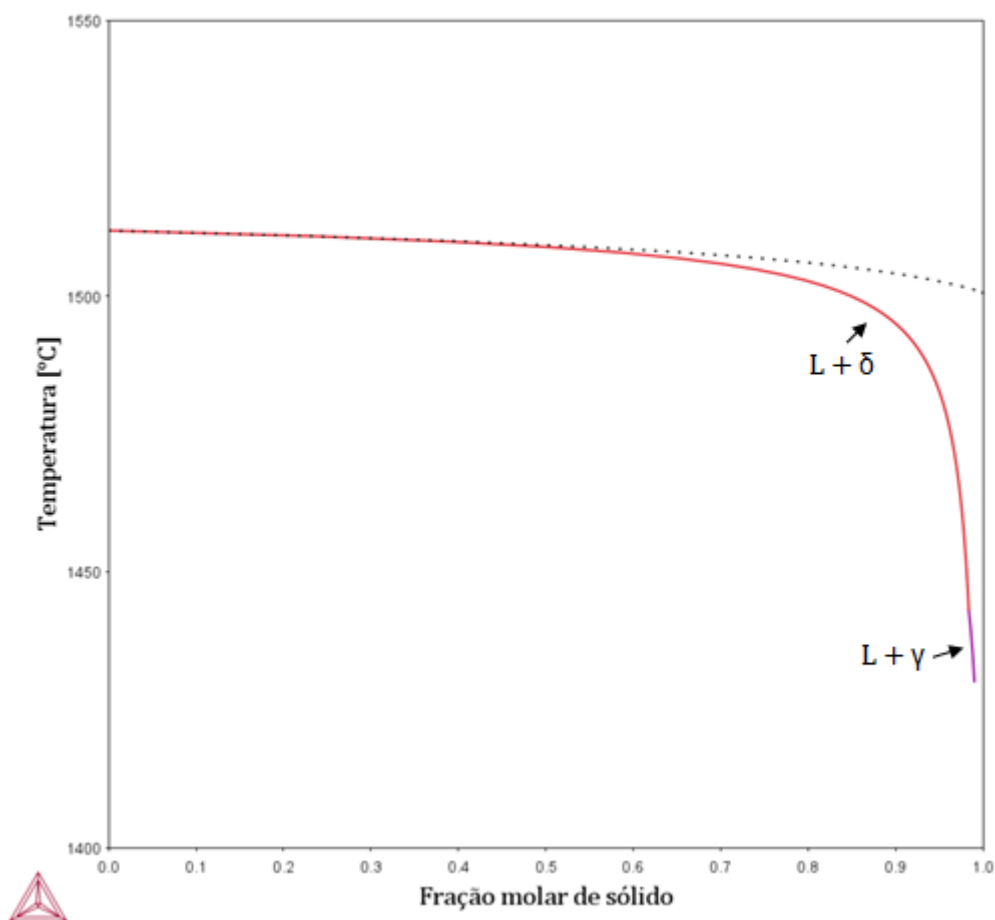


Figura 50. Curva de solidificação de Scheil para o aço 410PD.

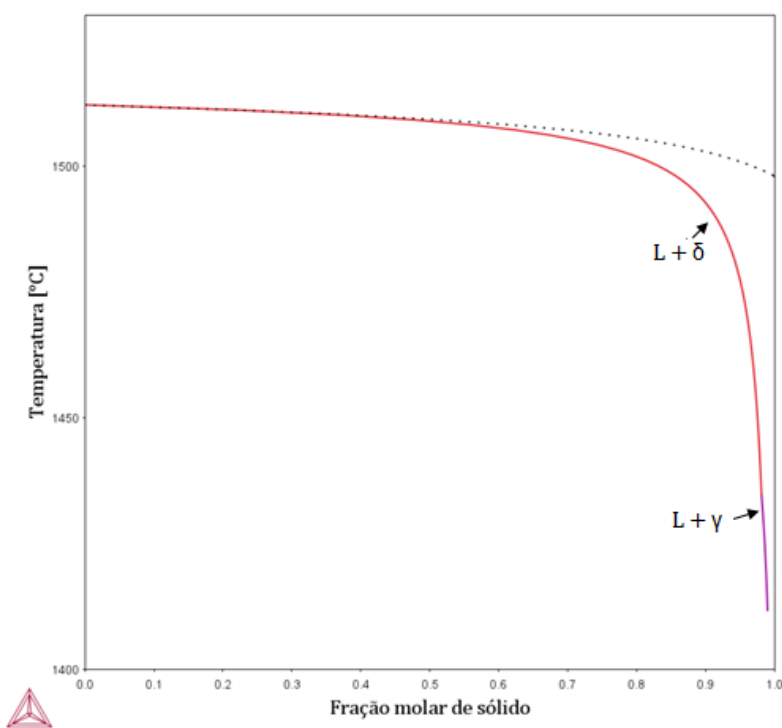


Figura 51. Curva de solidificação de Scheil para a liga de 11%*m* de Cr.

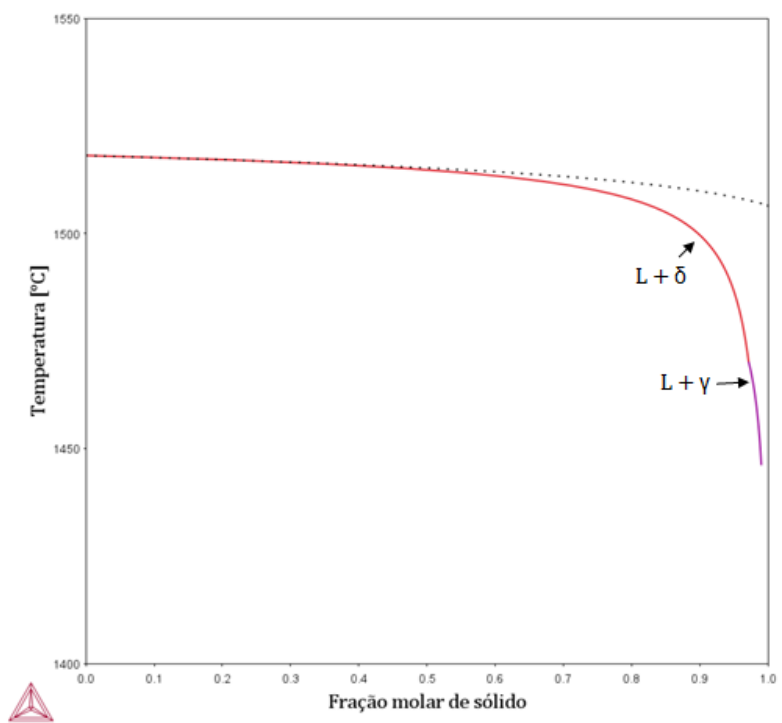


Figura 52. Curva de solidificação de Scheil para a liga de 6%*m* de Cr.

Tabela 16. Temperaturas das curvas de solidificação por Scheil.

| LIGA            | SOLIDIFICAÇÃO POR SCHEIL |                        |                |
|-----------------|--------------------------|------------------------|----------------|
|                 | Temperatura inicial (°C) | Temperatura final (°C) | Intervalo (°C) |
| <b>410PD</b>    | 1511,95                  | 1430,09                | 81,86          |
| <b>11 %m Cr</b> | 1512,19                  | 1411,65                | 100,54         |
| <b>10 %m Cr</b> | 1513,47                  | 1434,80                | 78,67          |
| <b>9 %m Cr</b>  | 1514,56                  | 1438,57                | 75,99          |
| <b>8 %m Cr</b>  | 1515,71                  | 1442,11                | 73,60          |
| <b>7 %m Cr</b>  | 1516,93                  | 1444,32                | 72,61          |
| <b>6 %m Cr</b>  | 1518,20                  | 1446,28                | 71,92          |

A Figura 53 apresenta a isopleta calculada para o aço inoxidável *lean* em função da variação do teor de cromo de 6 a 11 %m e de Cr. Os elementos C, Ni, Si, N e Mn foram mantidos constantes.

Analisando a isopleta obtemos os caminhos de solidificação destas ligas que apresentam a seguinte formação: a primeira fase a ser formada é a ferrita- $\delta$ , portanto, após o final da solidificação a microestrutura é monofásica. Logo após, as transformações de fases acontecem no estado sólido, vindo em seguida a fase austenita- $\gamma$  e posteriormente há formação da ferrita- $\alpha$ .

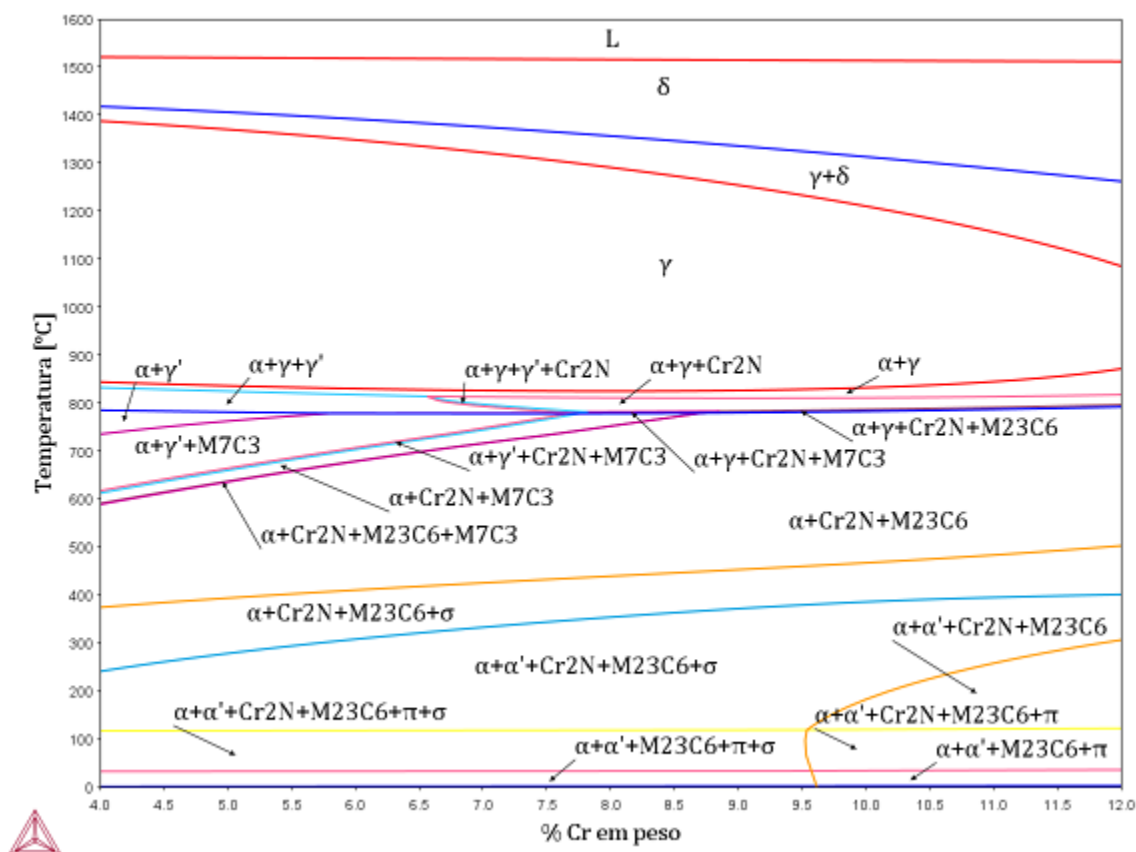


Figura 53. Isopleta em função do teor de Cr e Fe. Os elementos C, Ni, Si, N e Mn permaneceram constantes.

As ligas com 11 %m de Cr, 10 %m de Cr e 9 %m de Cr são bem semelhantes, diferindo apenas em relação a fase sigma que para a liga de 9 %m de Cr fica estável até a temperatura ambiente (25 °C).

Abaixo do teor de 8 %m de Cr há formação do carboneto  $M_7C_3$ . A precipitação do carboneto  $M_{23}C_6$  ocorre em todas as ligas e a sua temperatura de formação diminui com a redução do teor de cromo. O aumento da estabilidade desses carbonetos com a diminuição do teor de Cr a partir de 9%p Cr, é um aspecto a se atentar na etapa de solidificação.

A precipitação de  $\text{Cr}_2\text{N}$  ocorre entre 809 °C e 813 °C para todas as composições. Exceto para de 6 %m de Cr que precipita a 707,15 °C.

Nota-se que para os teores de 6 e 7 %m de Cr há a formação de uma pequena fração de outra fase cúbica de face centrada ( $\gamma'$ ) rica em cromo e nitrogênio. Essa fase ocorre em campos vizinhos, antes ou depois, ao nitreto de Cr e se forma antes do término da transformação de austenita- $\gamma$  em ferrita- $\alpha$ . Segundo Shankar *et al.* (1999) essa fase se forma devido à afinidade desses dois elementos, Cr e N [69].

Além disso, observa-se que a temperatura de formação da fase  $\alpha'$  diminui com o decréscimo do teor de cromo na liga. A fase  $\sigma$  e  $\pi$  precipita em baixas temperaturas e à medida que o teor de Cr decresce a sua temperatura de formação diminui, entretanto para teores de 6 a 10 %m de Cr pode se considerar que a temperatura de formação da fase  $\pi$  se manteve constante, com pequenas variações. Nota-se também que a fase  $\sigma$  se mantém estável no fim do resfriamento das ligas de teor 6 a 9 %m de Cr, porém a fração formada diminui, como mostra a Tabela 17. A fração de fase  $\alpha'$  também diminui o que possivelmente justificaria a fase  $\sigma$  se estender por um campo de temperatura mais baixa.

No apêndice é apresentado também as composições dessas fases deletérias nas temperaturas em que há maior fração de fase das mesmas.

Tabela 17. Máximas frações de fases deletérias formadas para cada liga.

| LIGA                               | MÁXIMA FRAÇÃO DE FASES DELETÉRIAS (MOL) |           |                        |                           |          |           |         |
|------------------------------------|-----------------------------------------|-----------|------------------------|---------------------------|----------|-----------|---------|
|                                    | $\text{Cr}_2\text{N}$                   | $\gamma'$ | $\text{M}_7\text{C}_3$ | $\text{M}_{23}\text{C}_6$ | $\sigma$ | $\alpha'$ | $\pi$   |
| <b>410PD</b>                       | 0,00277                                 | -         | -                      | 0,00255                   | 0,05345  | 0,11831   | 0,00507 |
| <b>11%<math>\text{m}</math> Cr</b> | 0,00311                                 | -         | -                      | 0,00274                   | 0,05356  | 0,11754   | 0,00507 |



|                       |         |         |         |         |         |         |         |
|-----------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| <b>10%<i>m</i> Cr</b> | 0,00308 | -       | -       | 0,00265 | 0,04221 | 0,10702 | 0,00507 |
| <b>9%<i>m</i> Cr</b>  | 0,00313 | -       | -       | 0,00274 | 0,03703 | 0,09487 | 0,00508 |
| <b>8%<i>m</i> Cr</b>  | 0,00314 | -       | 0,00108 | 0,00275 | 0,03490 | 0,08170 | 0,00508 |
| <b>7%<i>m</i> Cr</b>  | 0,00285 | 0,00232 | 0,00130 | 0,00256 | 0,03399 | 0,06851 | 0,00509 |
| <b>6%<i>m</i> Cr</b>  | 0,00279 | 0,00240 | 0,00145 | 0,00256 | 0,03361 | 0,05531 | 0,00509 |

Pela análise do caminho de solidificação das ligas de 6%, 7%, 8%, 9%, 10% e 11% de Cr (massa) é possível observar que há uma grande semelhança em relação ao aço 410PD, entretanto, algumas observações importantes são:

- O intervalo das temperaturas da transformação sólido-líquido para todas as ligas é baixo e aumentou menos que 1 grau à medida que o teor de cromo na liga diminuiu de 11 a 6 %*m*, o que é favorável para o processo, pois evita a segregação de soluto;
- O campo da ferrita- $\delta$  se expande com o aumento do teor de cromo na liga;
- O intervalo das temperaturas da transformação ferrita- $\delta$ -austenita- $\gamma$  reduziu à medida que o teor de cromo na liga diminuiu;
- O campo austenítico se comprime com o aumento do teor de cromo na liga, contudo, ainda assim é um campo considerado grande em todas as ligas, facilitando o processo de têmpera do material.

## 4.2 Caracterização química

A análise química realizada após a laminação a quente mostrou que a composição das ligas após esse processo térmico continuou bem próxima da faixa esperada, principalmente para os teores de cromo e carbono. Podemos observar isso na Tabela 18.

Tabela 18. Composição química real das ligas após laminação a quente.

| Elemento  | 6% Cr  | 7% Cr  | 8% Cr | 9% Cr  | 10% Cr | 11% Cr | 410Std |
|-----------|--------|--------|-------|--------|--------|--------|--------|
| <b>C</b>  | 0.0186 | 0.0159 | 0.014 | 0.0257 | 0.0106 | 0.0095 | 0.0091 |
| <b>N</b>  | 132    | 150    | 131   | 146    | 163    | 184    | 162    |
| <b>Cr</b> | 6.06   | 6.70   | 7.84  | 8.85   | 9.90   | 10.93  | 10.34  |
| <b>Ni</b> | 0.133  | 0.147  | 0.165 | 0.183  | 0.204  | 0.211  | 0.214  |
| <b>Mn</b> | 0.435  | 0.451  | 0.484 | 0.495  | 0.539  | 0.542  | 0.518  |
| <b>Si</b> | 0.269  | 0.311  | 0.357 | 0.401  | 0.465  | 0.487  | 0.460  |

### 4.3 Caracterização estrutural

#### 4.3.1 Análise metalográfica

A análise metalográfica foi feita após cada etapa do processamento termomecânico. As imagens das micrografias estão apresentadas a seguir:

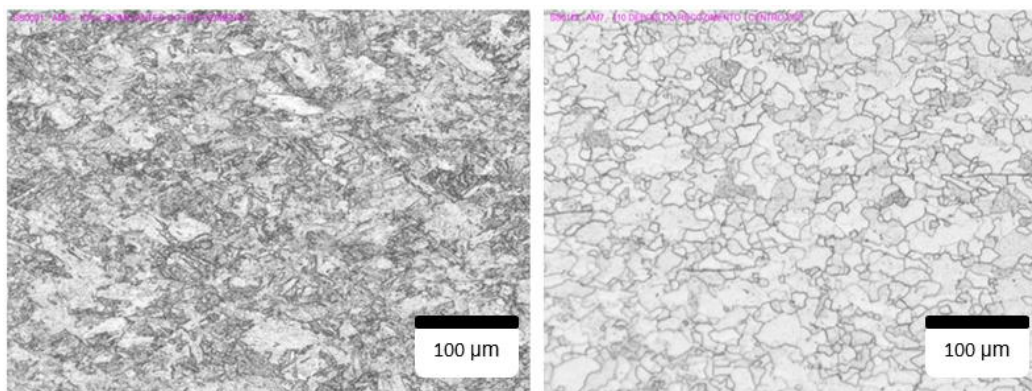


Figura 54. Microestrutura do aço 410Std antes e depois do recozimento.

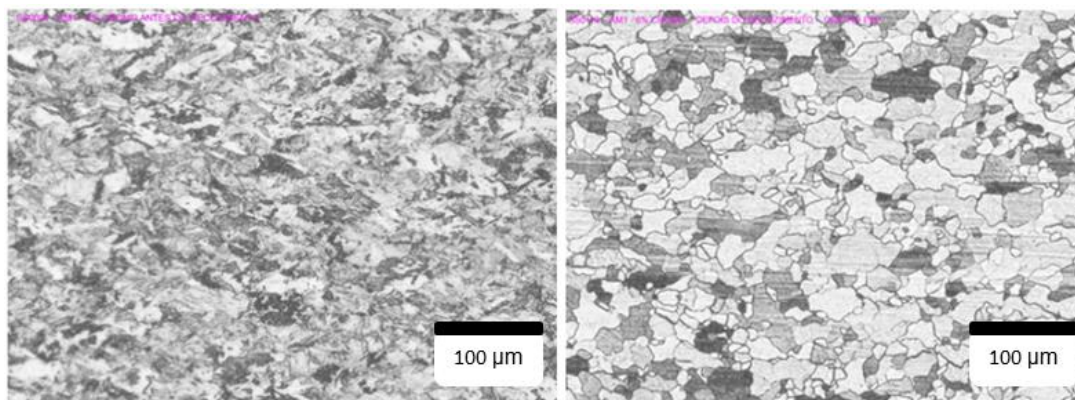


Figura 55. Microestrutura da liga de 6% de Cr antes e depois do recozimento.

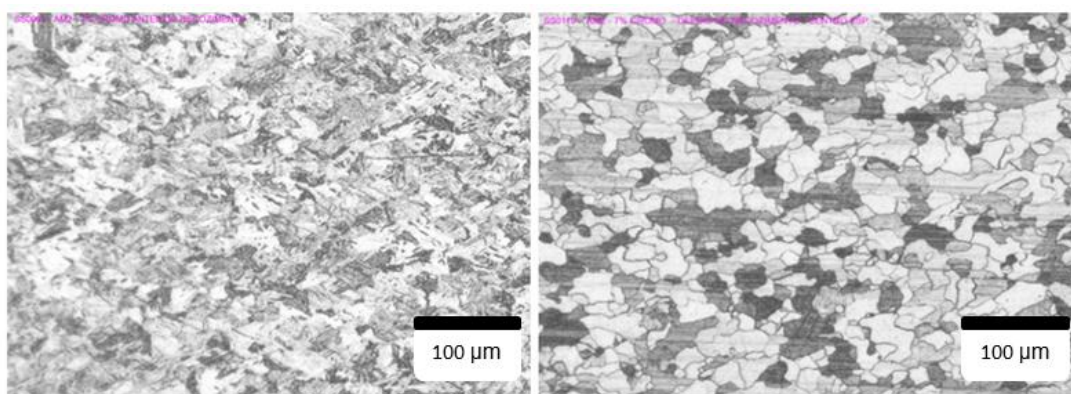


Figura 56. Microestrutura da liga de 7% de Cr antes e depois do recozimento.

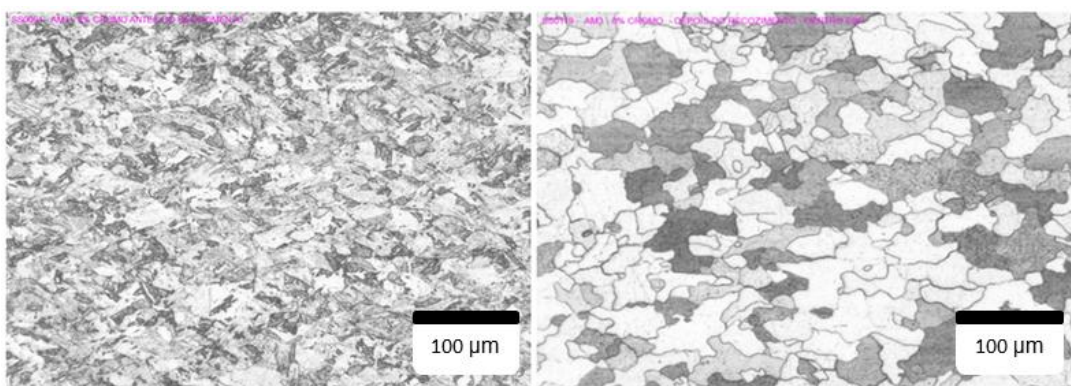


Figura 57. Microestrutura da liga de 8% de Cr antes e depois do recozimento.

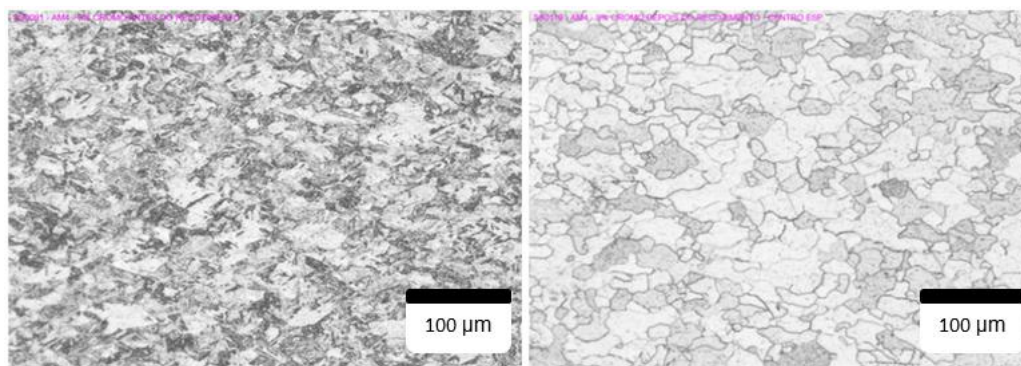


Figura 58. Microestrutura da liga de 9% de Cr antes e depois do recozimento.



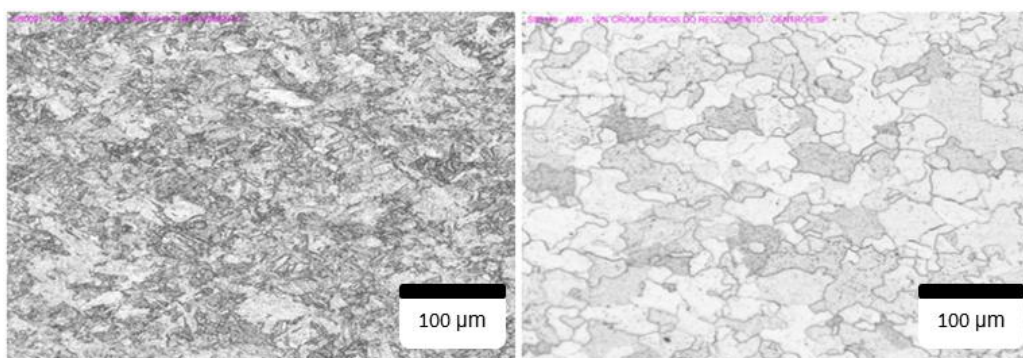


Figura 59. Microestrutura da liga de 10% de Cr antes e depois do recozimento.

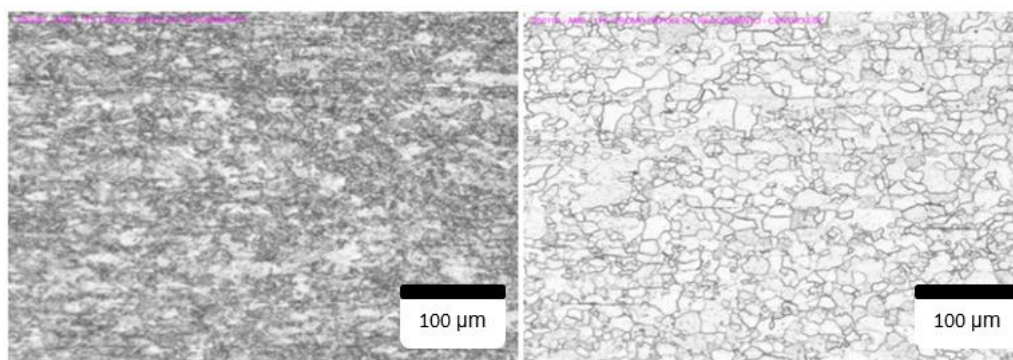


Figura 60. Microestrutura da liga de 11% de Cr antes e depois do recozimento.

As micrografias mostraram que após o recozimento as ligas deformadas após a laminação a quente recrystalizaram, garantindo uma microestrutura ferrítica. O tamanho de grão com a variação do teor de cromo se manteve bem próximo, mas as ligas de 6 a 10% apresentaram um tamanho de grão ligeiramente maior em relação a liga de 11% de cromo, entretanto, essa diferença está dentro da margem de erro. Também podemos observar isso através do gráfico de tamanho de grão gerado pelo método do intercepto para as ligas *lean*, apresentado na Figura 61. A ancoragem de grãos por carbonetos é improvável, por se tratar de um material de baixo carbono.

Além disso, podemos perceber que as ligas de 6 a 8% apresentaram uma cor mais escura em relação às ligas de 9 a 11% e ao aço 410Std, mas isso pode ser devido a elas terem uma composição mais parecida com um aço carbono, então, talvez o ataque de Villela não seja o ideal para as ligas com teor de cromo mais baixo.

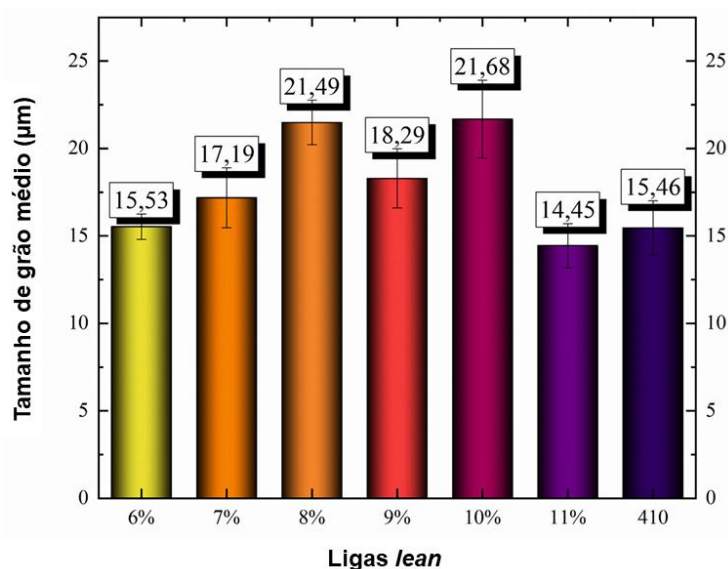


Figura 61. Tamanho de grão médio pelo método do intercepto das ligas *lean* e o aço 410Std após o recozimento.

As micrografias das ligas após o processo de têmpera estão apresentadas a seguir. Visualmente mostraram uma microestrutura martensítica, onde pode-se observar nas imagens as ripas de martensita. Nessa técnica algumas partes das microestruturas estão mais claras aparentando ser uma fase ferrítica, mas mais adiante será apresentado as imagens por EBSD em que fica mais nítido a fase martensita nas ligas. Além disso, podemos analisar que as ripas de martensita para a liga de 11% de cromo estão menores em relação as outras ligas. Isso será mais discutido quando for apresentado as imagens de EBSD para as amostras temperadas.

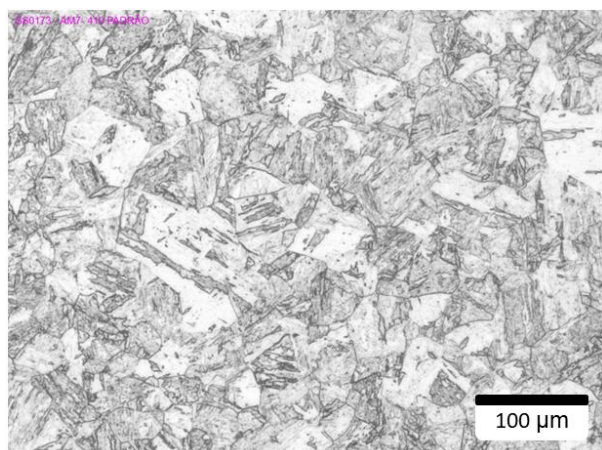


Figura 62. Aço 410Std após a têmpera.

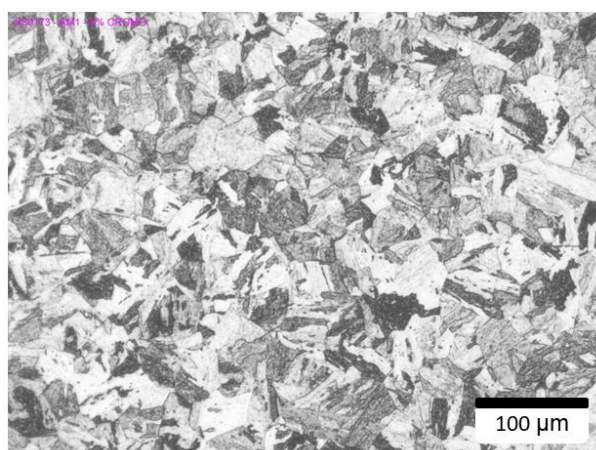


Figura 63. Liga 6% de Cr após a têmpera.

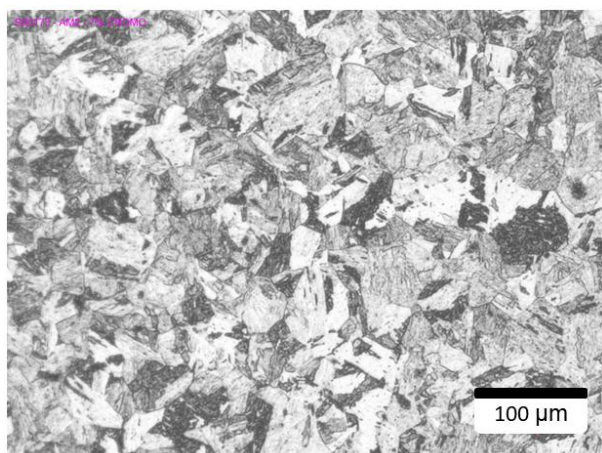


Figura 64. Liga 7% de Cr após a têmpera.

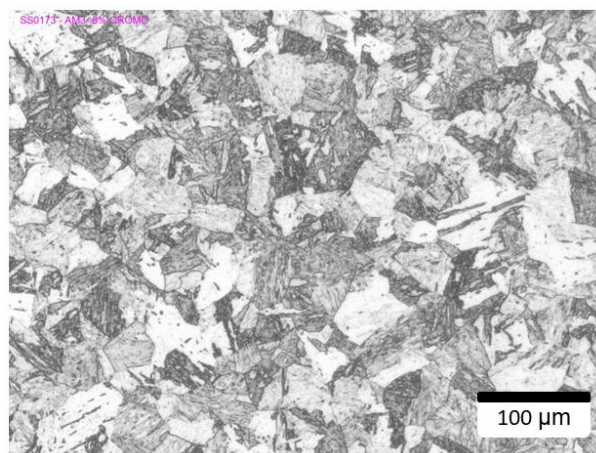


Figura 65. Liga 8% de Cr após a têmpera.

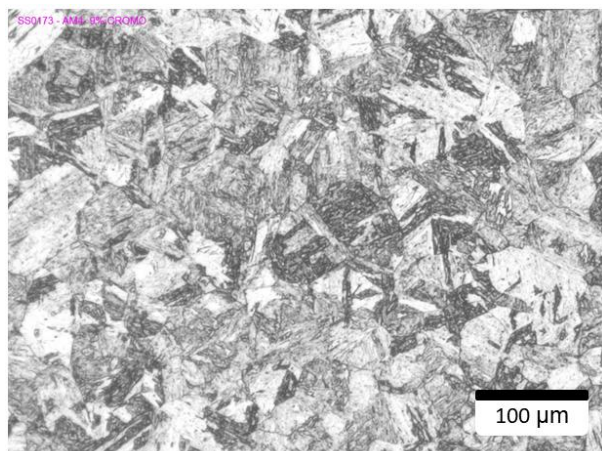


Figura 66. liga 9% de Cr após a têmpera

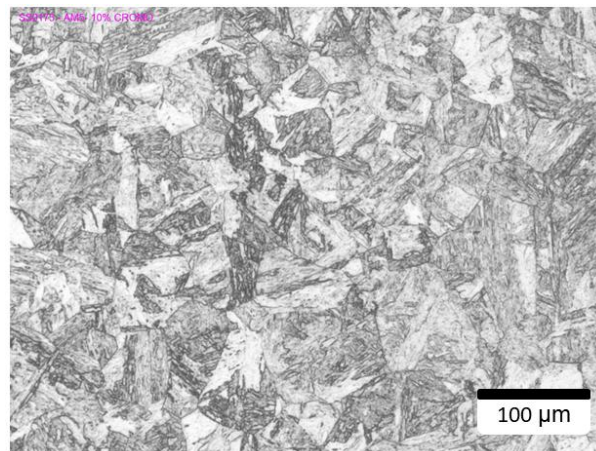


Figura 6754. Liga 10% de Cr após a têmpera.



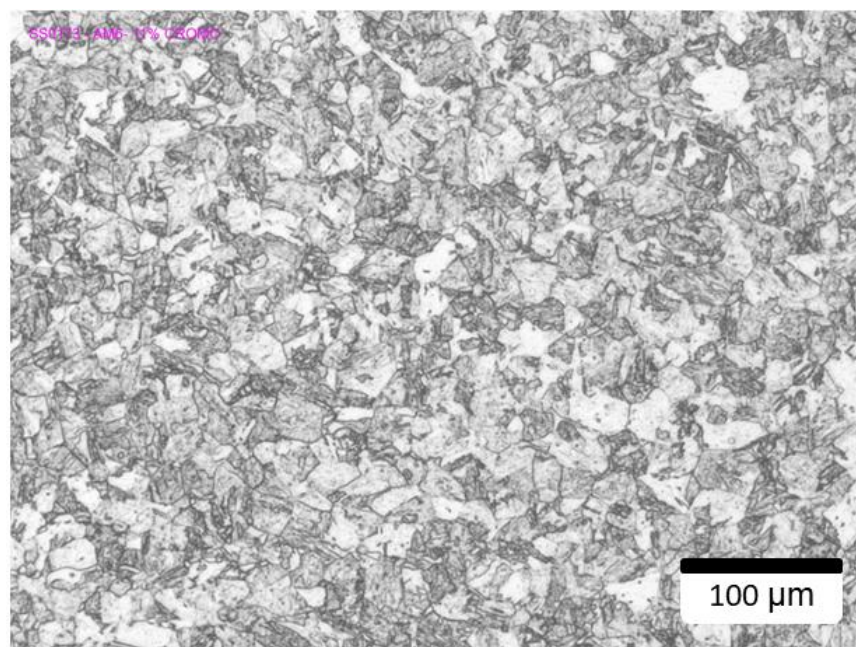


Figura 68. Liga 11% de Cr após a têmpera.



### 4.3.2 DRX

Confirma-se a fase ferrita presente na microestrutura das ligas *lean* após o recozimento através do gráfico gerado na difração de raios X presente na Figura 69. Os picos correspondem aos picos da ferrita.

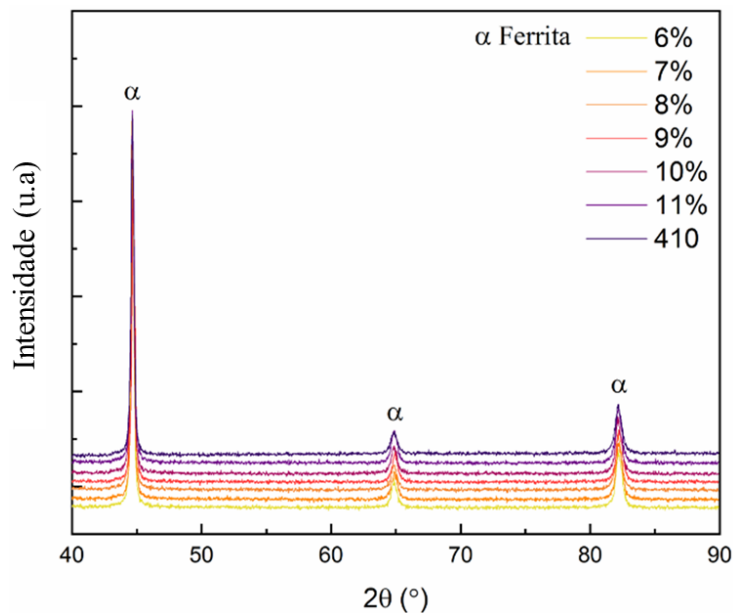


Figura 69. Difrátogramas de raios X para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição recozida.

Nas amostras temperadas os picos de martensita são muito semelhantes aos da ferrita, como pode ser observado no gráfico da Figura 70, por isso, a técnica de difração de elétrons espalhados (EBSD) foi realizada para confirmar a fase martensítica no material e será apresentado adiante

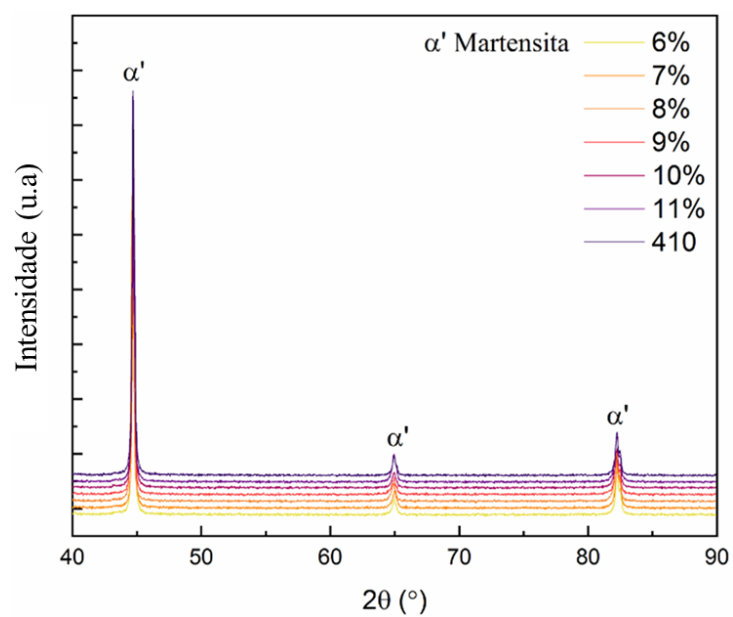


Figura 70. Difratogramas de raios X para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição temperada.

### 4.3.3 MEV e EBSD

As imagens de MEV do aço 410Std e das ligas *lean* após o processo de recozimento estão apresentadas na Figura 71 e 72. Podemos observar bem mais nítido a microestrutura ferrítica nas ligas em relação a técnica de metalografia óptica. Além disso, conseguiu-se visualizar o resultado gerado do tamanho de grão pela técnica de EBSD na Figura 73, mostrando um tamanho de grão maior para a liga de 10% de cromo e a liga de 6% de cromo tem um tamanho de grão menor que a liga de 11% de cromo. Entretanto, no ensaio de dureza, que será apresentado mais adiante, a liga de 11% de cromo apresentou um valor maior em relação a liga de 6% de cromo. Em aço inoxidável, a dureza está diretamente relacionada ao tamanho dos grãos presentes no material. Grãos menores resultam em maior dureza e resistência mecânica. Os contornos de grão atuam como barreiras à movimentação de discordâncias (defeitos cristalinos). Quando uma discordância atinge o contorno de grão, ela precisa mudar de direção. Quanto menor o tamanho de grão, maior é a área total de contornos de grão, o que dificulta a movimentação das discordâncias. Essa restrição à movimentação das discordâncias resulta em maior dureza do material [70]. Por isso, a técnica pelo intercepto está mais coerente com os resultados.

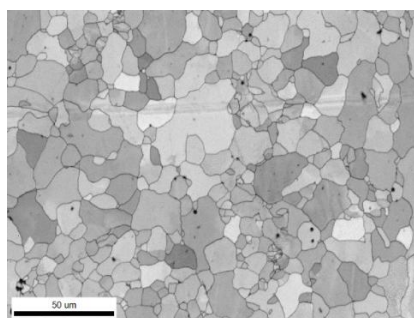


Figura 71. Imagem de MEV do aço 410Std recozido.

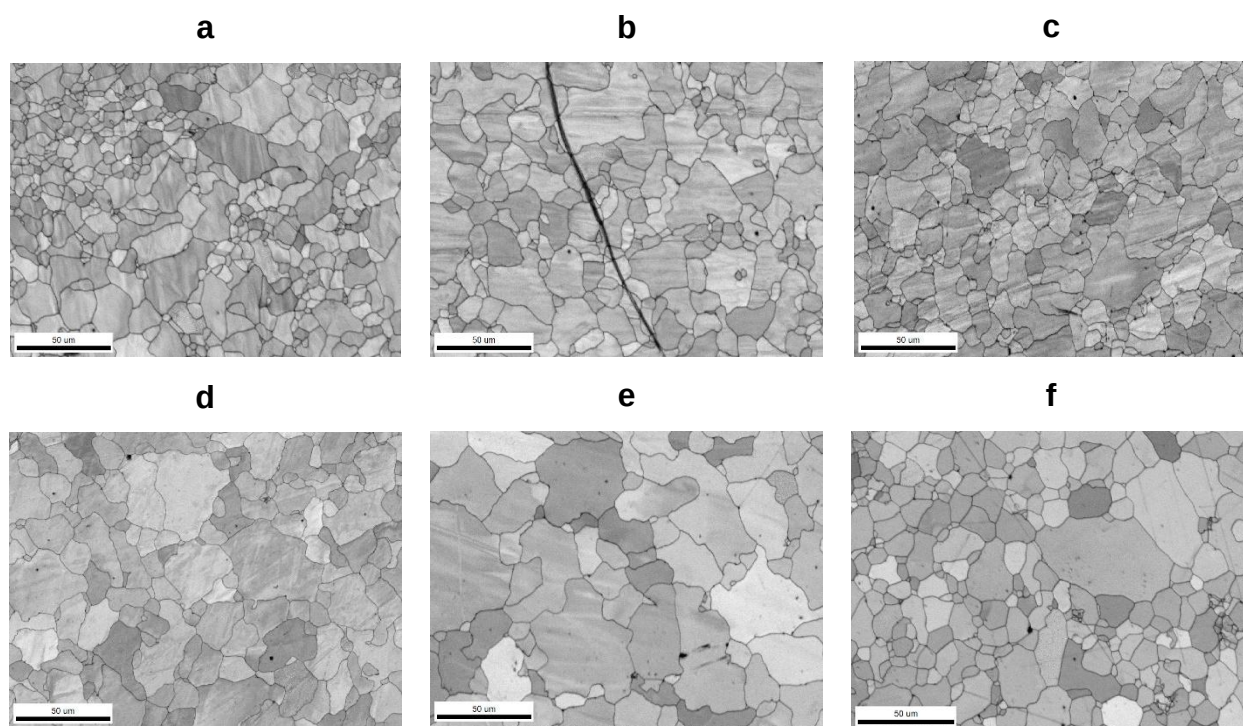


Figura 72. Imagens de MEV das ligas *lean* recozidas. a) 6% de cromo b) 7% de cromo c) 8% de cromo d) 9% de cromo e) 10% de cromo f) 11% de cromo.

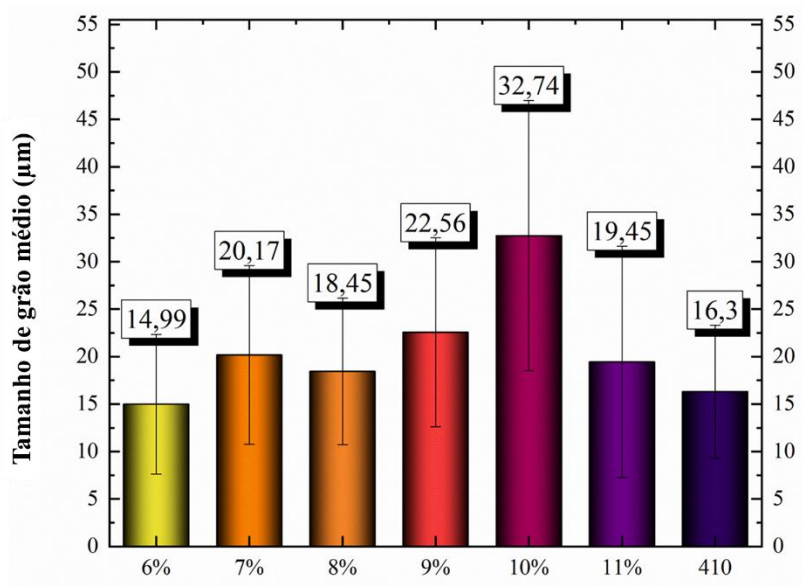


Figura 73. Tamanho de grão médio das ligas *lean* e do aço 410Std após o recozimento por EBSD.

A análise de EBSD das ligas confirmou mais uma vez a fase ferrita após o recozimento para todas as ligas. Apresentando uma fração de 99,7% de ferrita para as ligas de 6% e 7% de cromo; 99,8% para as ligas de 8% e 11% de cromo e para o aço 410Std; 99,9% para as ligas de 9% e 10% de cromo. Ou seja, esses materiais tem baixa probabilidade de apresentar austenita retida, como pode-se observar na Figura 74 que a fração total de austenita para as ligas e para o aço 410Std ficou abaixo de 0,4%. Apesar de apresentarem em sua composição elementos de liga gamagênicos como C, N, Mn e Ni, o elemento principal é o Cr estabilizador da ferrita [2,3,4]. Os resultados dessa análise estão presentes na Figura 75 para as ligas de 6% e 11% de cromo e para o aço 410Std.

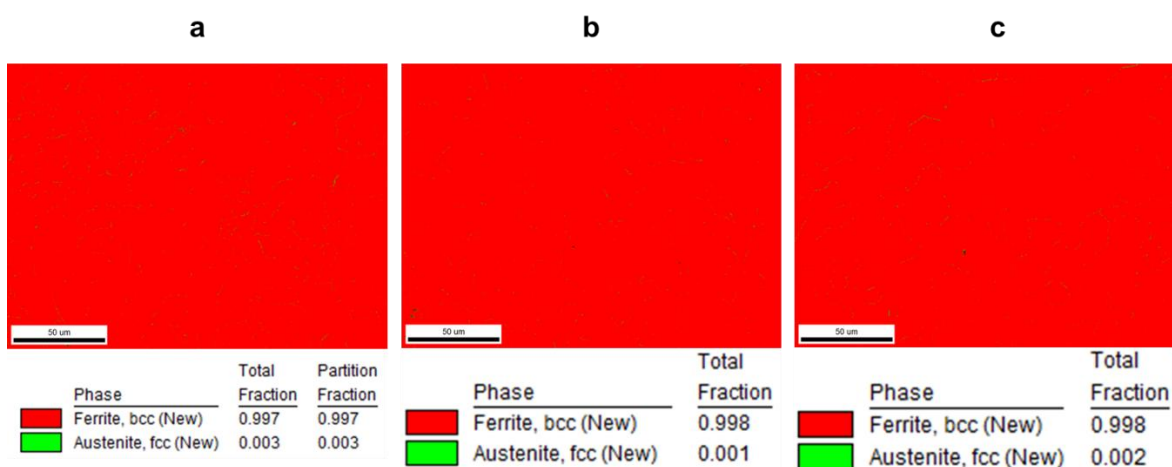


Figura 74. Análise de fases por EBSD das ligas recozidas. a) 6% de cromo. b) aço 410Std. c) 11% de cromo.

Na Figura 75 visualizou-se os grãos ferríticos equiaxiais para as ligas de 6% e 11% de cromo e para o aço 410Std. Observou-se que esses materiais não tem tendência a ter textura, pois os grãos apresentam uma orientação aleatória sem uma orientação preferencial. A presença de uma orientação preferencial afeta as propriedades mecânicas e físicas do material.

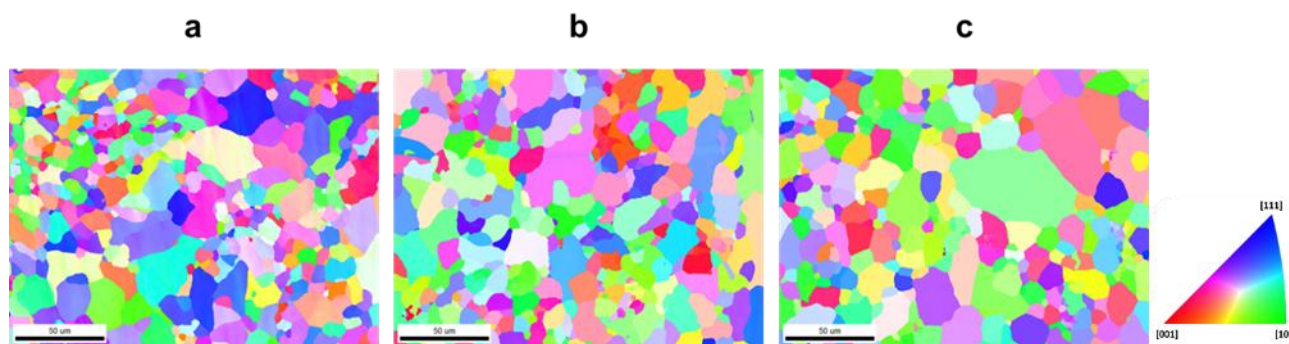


Figura 75. Análise de orientação cristalográfica de EBSD das ligas recozidas. a) 6% de cromo b) aço 410Std c) 11% de cromo.

As imagens de MEV para as amostras temperadas estão apresentadas a seguir. Podemos observar nitidamente as ripas de martensita em todas as ligas, confirmando uma microestrutura martensítica. Além disso, percebe-se que as ripas de martensita da liga de 11% de cromo são menores que as da liga de 6% de cromo, entretanto, na análise de tamanho grão por EBSD a liga de 6% apresentou um tamanho de grão ferrítico menor em relação a liga de 11% na análise de EBSD. Isso pode ser devido à orientação cristalográfica dos grãos da austenita prévia na liga de 6% de cromo não apresentar muita deformação e diferentes orientações de deformações, dessa forma, as ripas crescem alinhadas, já quando essa austenita prévia tem muita deformação anisotrópica, as ripas crescem desorientadas e quando elas se encontram se delimitam, por isso na liga 11% de cromo é difícil ver o contraste do contorno e as ripas são menores (Figura 77.f) [71]. O efeito de composição química em relação ao teor de cromo pode ter influência nisso e deve ser mais estudado. Podemos observar essa diferença na orientação dos grãos na Figura 78.



A análise de fases por EBSD, presente na Figura 80, mostrou uma microestrutura majoritariamente ferrítica. Entretanto, essa análise de fases no EBSD não é confiável para amostras temperadas, pois é muito difícil diferenciar a fase ferrita da martensita, exatamente como ocorre no ensaio de DRX. Por isso, seria interessante realizar o ensaio de microscopia de transmissão nessa condição para ter certeza dessa fase no material.

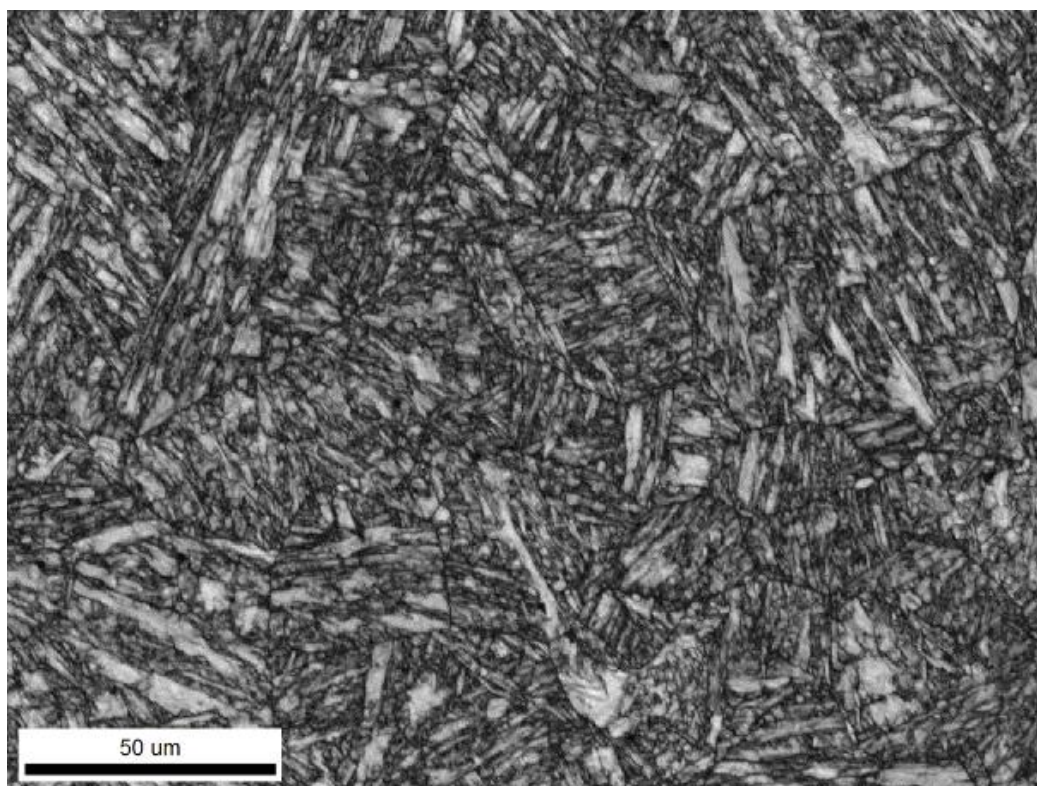


Figura 76. Imagem de MEV do aço 410Std temperado.

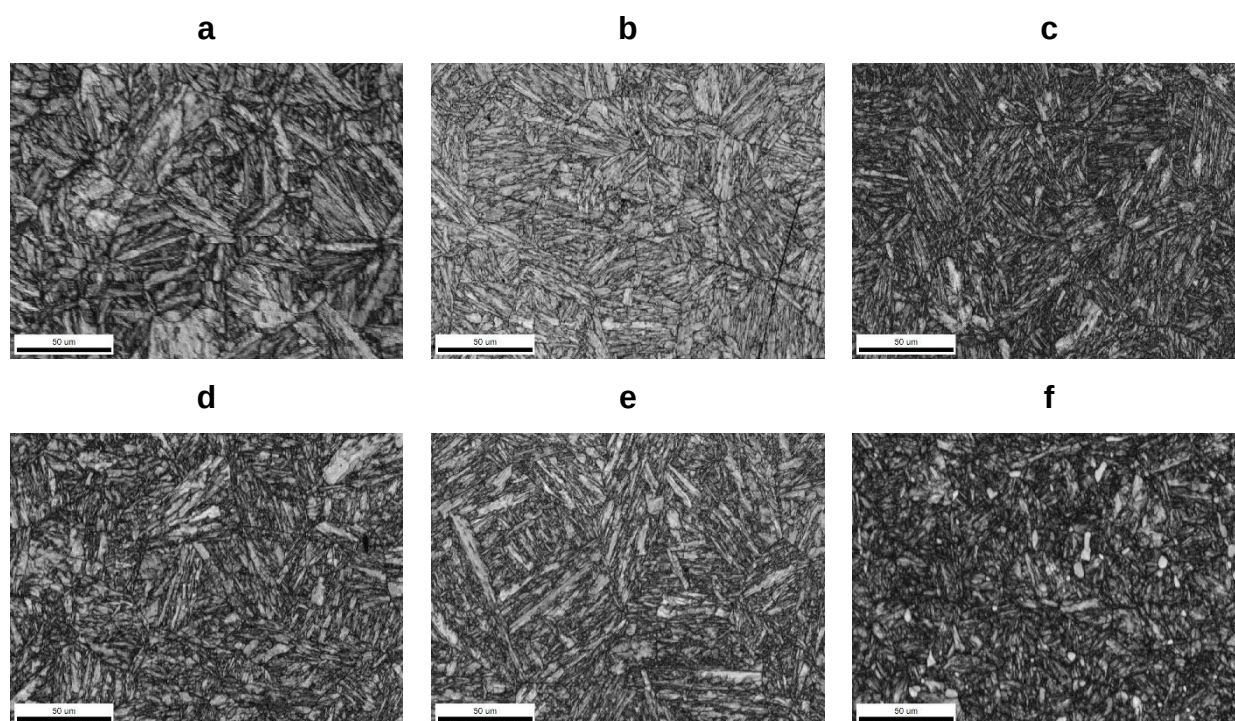


Figura 77. Imagens de MEV das ligas *lean* temperadas. a) 6% de cromo b) 7% de cromo c) 8% de cromo d) 9% de cromo e) 10% de cromo f) 11% de cromo.

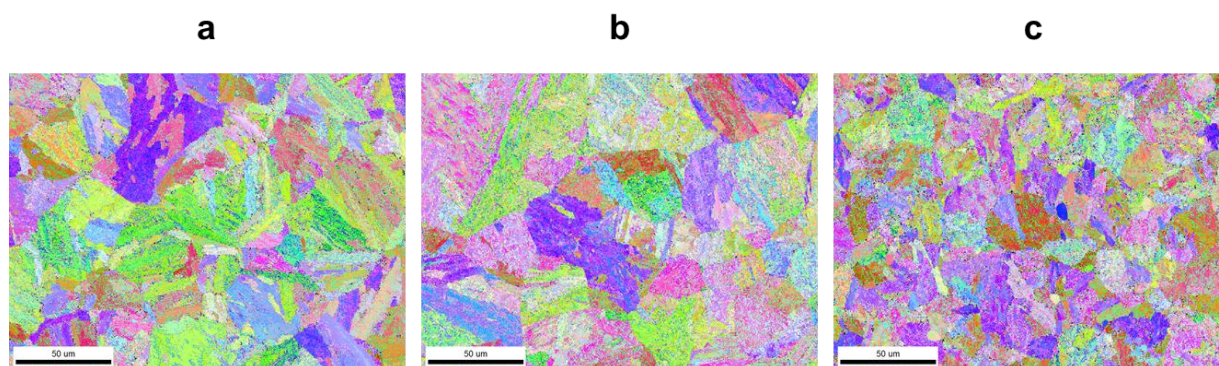


Figura 78. Análise de orientação cristalográfica de EBSD das ligas temperadas. a) 6% de cromo b) aço 410Std c) 11% de cromo.



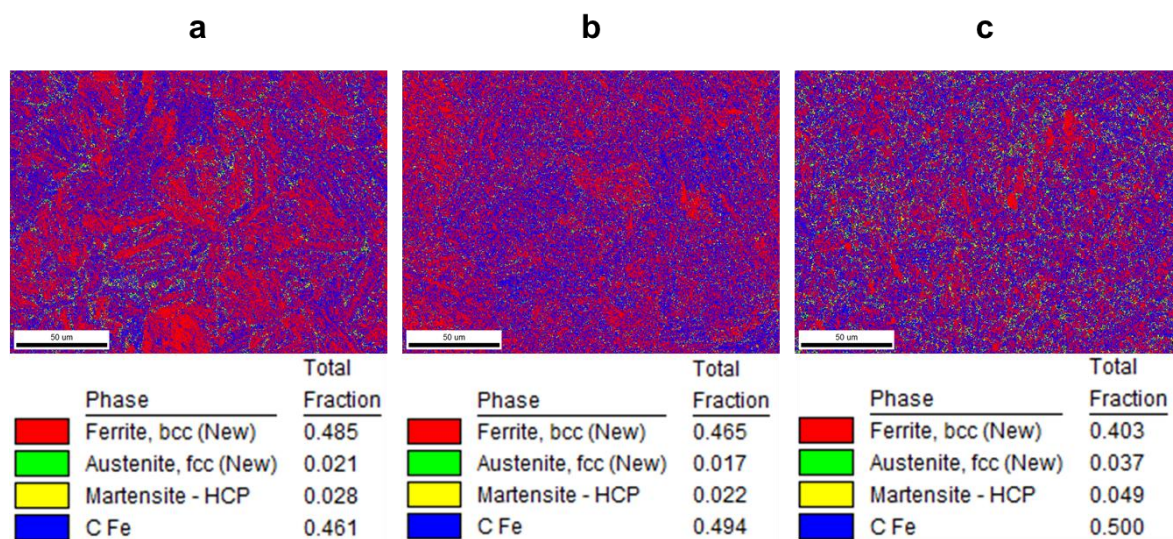


Figura 79. Análise de fases por EBSD das ligas temperadas. a) 6% de cromo b) aço 410Std c) 11% de cromo.

## 4.4 Ensaaios mecânicos

### 4.4.1 Tração

Após a produção das ligas, iniciaram-se os testes das propriedades mecânicas para a condição recozida e temperada. Primeiro foi feito o teste de tração e nas Figuras 80 e 81 podemos ver as curvas verdadeiras para cada condição. As amostras recozidas apresentaram na transição do comportamento elástico para o plástico, as bandas de *luders*. Já as amostras temperadas não apresentaram esse comportamento por ser um material mais duro devido à fase martensítica presente, que impede a livre movimentação das discordâncias.

Além disso, o material recozido pode suportar maiores deformações em relação às amostras temperadas por ser um material mais dúctil. Porém, com a aplicação do tratamento térmico de têmpera, os materiais apresentaram aumento na resistência mecânica. Podemos observar isso nos gráficos das Figuras 82 e 83. Em materiais recozidos, à medida que o teor de cromo aumenta, há um aumento na resistência ao escoamento, na resistência à tração e na dureza, devido ao endurecimento por solução sólida. O alongamento permaneceu muito próximo da variação do cromo. Por outro lado, nas amostras temperadas os resultados das propriedades mecânicas ficaram muito próximos com o aumento do teor de cromo e aumentaram muito em relação ao material recozido, com exceção do alongamento que diminuiu, sendo algo esperado. Este aumento ocorre devido ao tratamento térmico de têmpera que forma a fase martensita. Estes resultados mostraram que com a microestrutura da martensita podemos reduzir o teor de cromo na liga e manter as mesmas propriedades mecânicas.

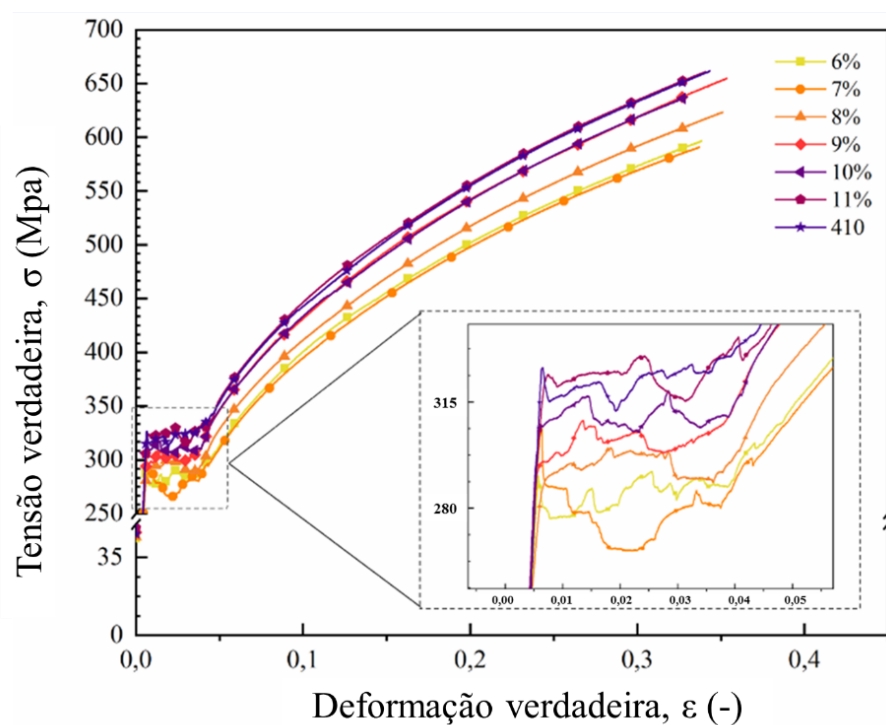


Figura 80. Curva verdadeira para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição recozida.

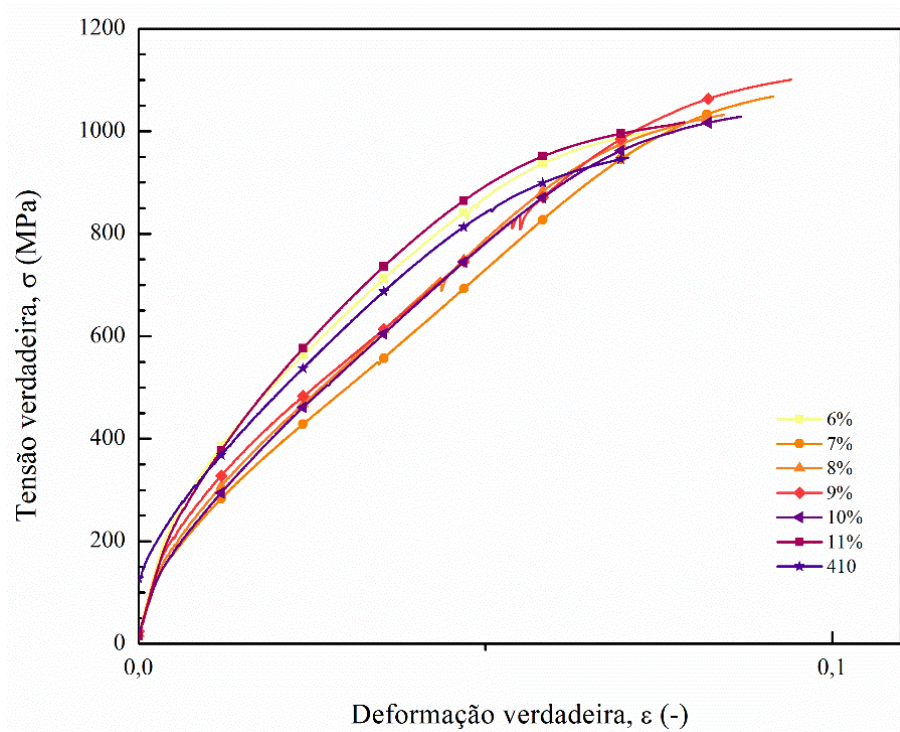


Figura 81. Curva verdadeira para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição temperada.

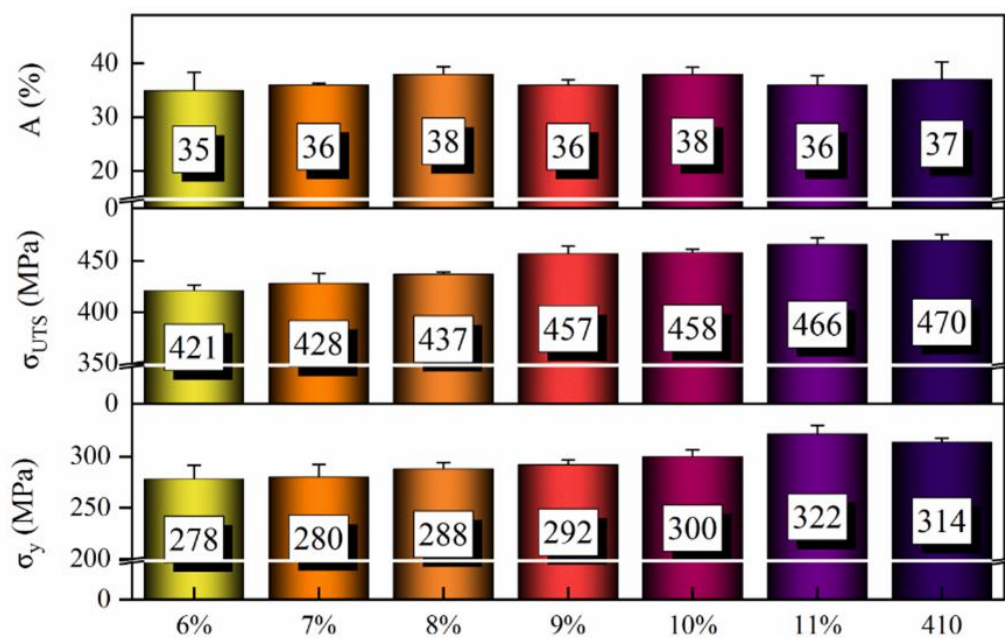


Figura 82. Propriedades mecânicas para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição recozida.

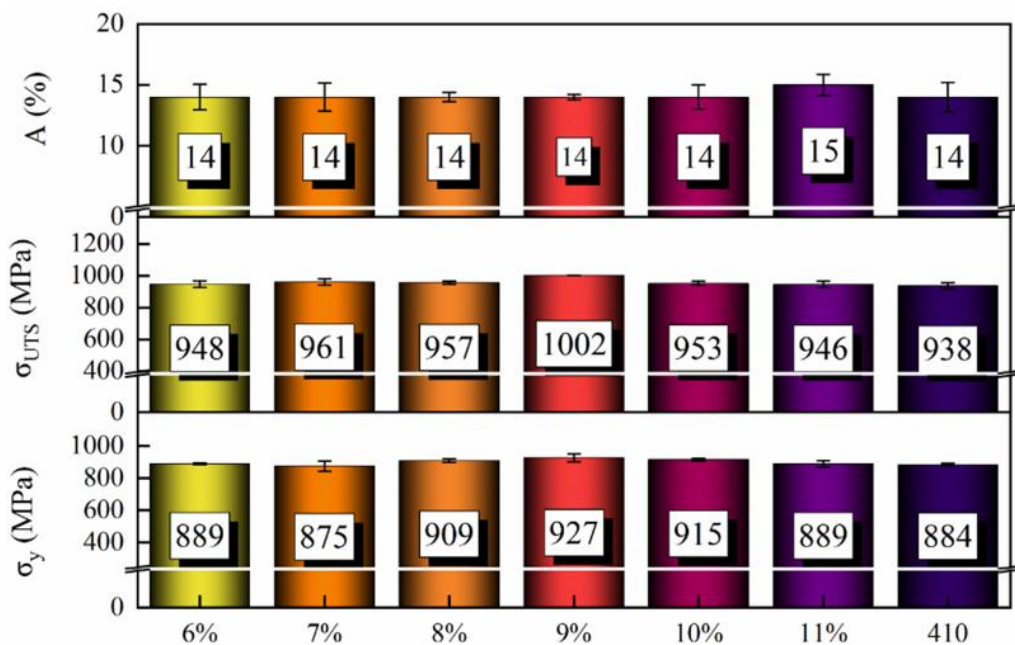


Figura 83. Propriedades mecânicas para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição temperada.

#### 4.4.2 Dureza

Os valores de dureza em HV10 para as ligas recozidas e temperadas estão apresentados nas Figuras 84 e 85. A dureza é um bom parâmetro de avaliação a resistência ao desgaste abrasivo, mas vale ressaltar que nem sempre o material mais duro é o mais resistente ao desgaste.

A dureza dos materiais teve um leve aumento à medida que o teor de cromo aumentou na condição recozida. O maior valor de cromo nas ligas *lean* resultou em durezas maiores, ou seja, podemos dizer que quanto maior o valor do percentual em massa do cromo na microestrutura Fe-Cr-C, maior a dureza para a condição recozida.

Quanto à condição temperada, a dureza manteve-se próxima com a variação do teor de cromo. Contudo, em relação a condição recozida, os valores de dureza das ligas aumentaram, ou seja, o tratamento de têmpera é eficaz no aumento da resistência desses materiais mesmo com um teor de cromo mais baixo. Confirmando que com a microestrutura da martensita podemos reduzir o teor de cromo nessas ligas e manter a mesma dureza.

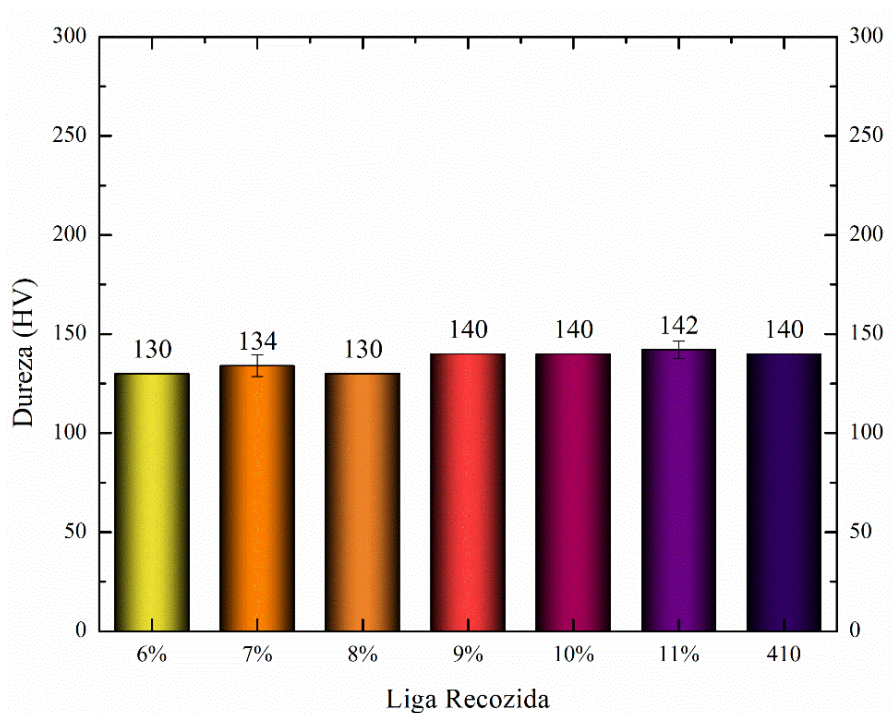




Figura 84. Dureza para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição recozida.

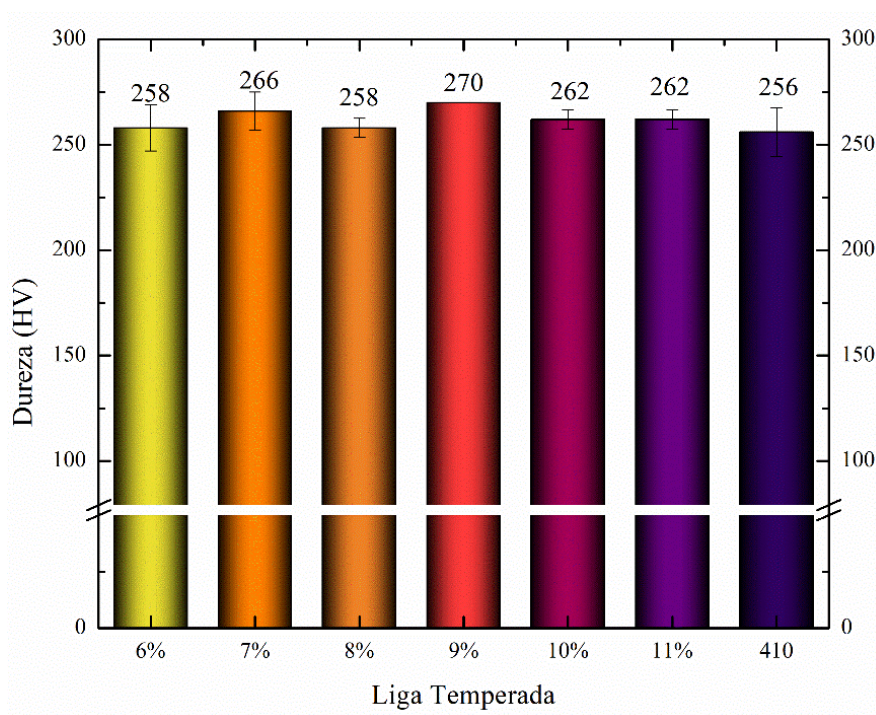


Figura 85. Dureza para as amostras *lean* e o aço 410Std na condição temperada.

## 4.5 Microesclerometria

### 4.5.1 Coeficiente de atrito

Na Figura 86 estão presentes os gráficos com os valores de coeficiente de atrito gerados no ensaio de microesclerometria para as amostras recozidas e temperadas. O coeficiente de atrito para as amostras recozidas apresentou valores entre 0,32 e 0,35. Ficaram em uma faixa bem próxima com a variação de cromo. Já para as amostras temperadas o coeficiente de atrito apresentou valores entre 0,26 e 0,52. Encontramos picos com maiores valores para o coeficiente de atrito seguidos de vales. Essa variação pode estar relacionada com o mecanismo de desgaste que as amostras temperadas apresentaram, o micro-lascamento que será apresentado adiante, por ser um material mais frágil e quebradiço. Quando o penetrador está em contato com a amostra durante o ensaio, por ser um material com baixa ductilidade em relação ao recozido, há uma resistência maior ao risco, gerando um acúmulo de tensão, e quando ocorre o lascamento, essa energia acumulada é liberada, explicando o porquê dos valores de coeficiente de atrito mínimos para as amostras temperadas são mais baixos que os das amostras recozidas.

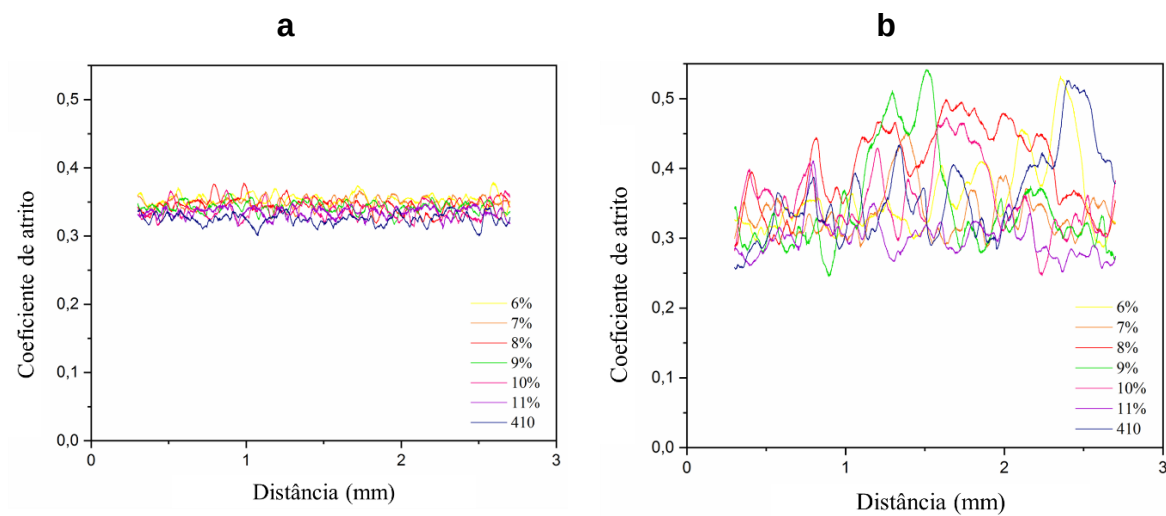


Figura 86. Coeficiente de atrito para os aços *lean* e o aço 410Std. a) Amostras recozidas. b) amostras temperadas.



#### 4.5.2 Profundidade de penetração

Na Figura 87 estão presentes os gráficos com os valores de profundidade de penetração gerados no ensaio de microesclerometria para as amostras recozidas e temperadas. As profundidades de penetração para as amostras recozidas apresentaram valores de 10 a 14 micrometros, as ligas com menor teor de cromo apresentaram uma maior profundidade. Já as amostras temperadas apresentaram valores entre 7 e 10 micrometros, uma profundidade menor que as das amostras recozidas. Essa diferença é devido ao material recozido ter uma maior ductilidade, ou seja, ele consegue se deformar mais sem fraturar, já as amostras temperadas são mais frágeis e quebradiças, ou seja, uma menor deformação.

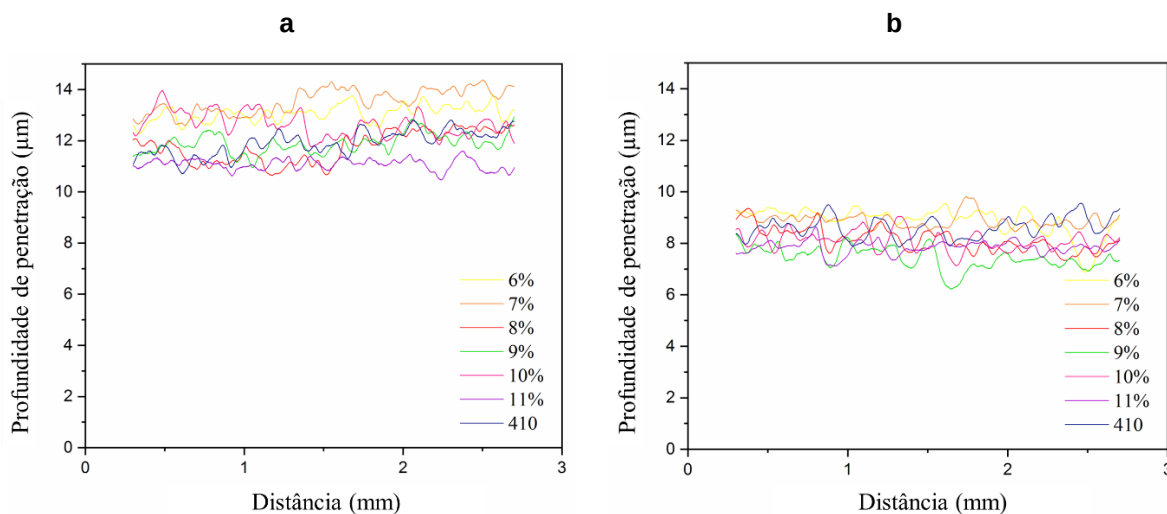


Figura 87. Profundidade de penetração para os aços *lean* e o aço 410Std. a) Amostras recozidas. b) amostras temperadas.

### 4.5.3 Retorno elástico

Na Figura 88 estão presentes os gráficos com os valores de retorno elástico gerados no ensaio de microesclerometria para as amostras recozidas e temperadas. O fenômeno de retorno elástico compreende a mudança dimensional provocada no material após a retirada dos esforços aos quais estava submetido, e a formação de trincas devido à distribuição não homogênea de tensão e de deformação plástica que passam a atuar como concentradores de tensão. Quando o esforço é retirado, ocorrem variações na deformação, ou seja, a deformação total é reduzida, devido a recuperação elástica.

As amostras recozidas apresentaram valores de retorno elástico entre 5 e 12 micrometros. Não ocorreu uma tendência à medida que o teor de cromo aumentou. As amostras temperadas apresentaram um valor de retorno elástico bem próximos com a variação do teor de cromo, entre 2 e 6 micrometros, menor que as amostras recozidas. Essa questão está relacionada com o módulo de elasticidade do material (Módulo de Young). Os metais mais frágeis se rompem mais facilmente sem ocorrer uma grande fase elástica.

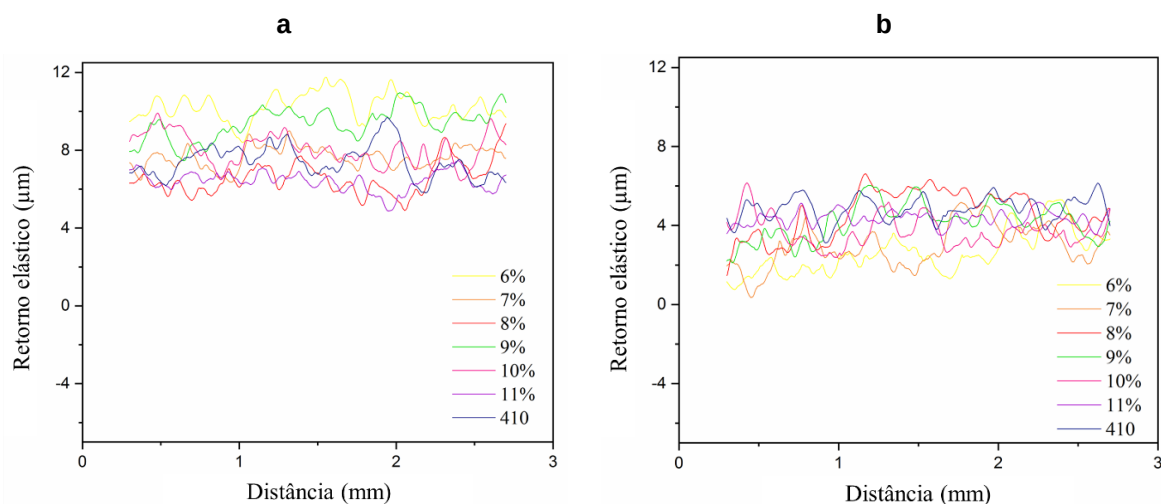


Figura 88. Retorno elástico para os aços *lean* e o aço 410Std. a) Amostras recozidas. b) amostras temperadas.

#### 4.5.4 MEV

As imagens geradas no MEV dos riscos realizados nas amostras recozidas e temperadas estão apresentadas a seguir. Nas amostras recozidas o mecanismo de desgaste predominante foi o micro-sulcamento, em que ocorre deformações plásticas sem perda de matéria, gerando um sulco com consequente formação de acúmulos frontais e laterais da matéria movimentada por ser um material mais macio e dúctil. Nas amostras temperadas o mecanismo de desgaste majoritário também foi o micro-sulcamento, mas elas também apresentaram o mecanismo de desgaste micro-lascamento, por ser um material mais frágil e quebradiço.

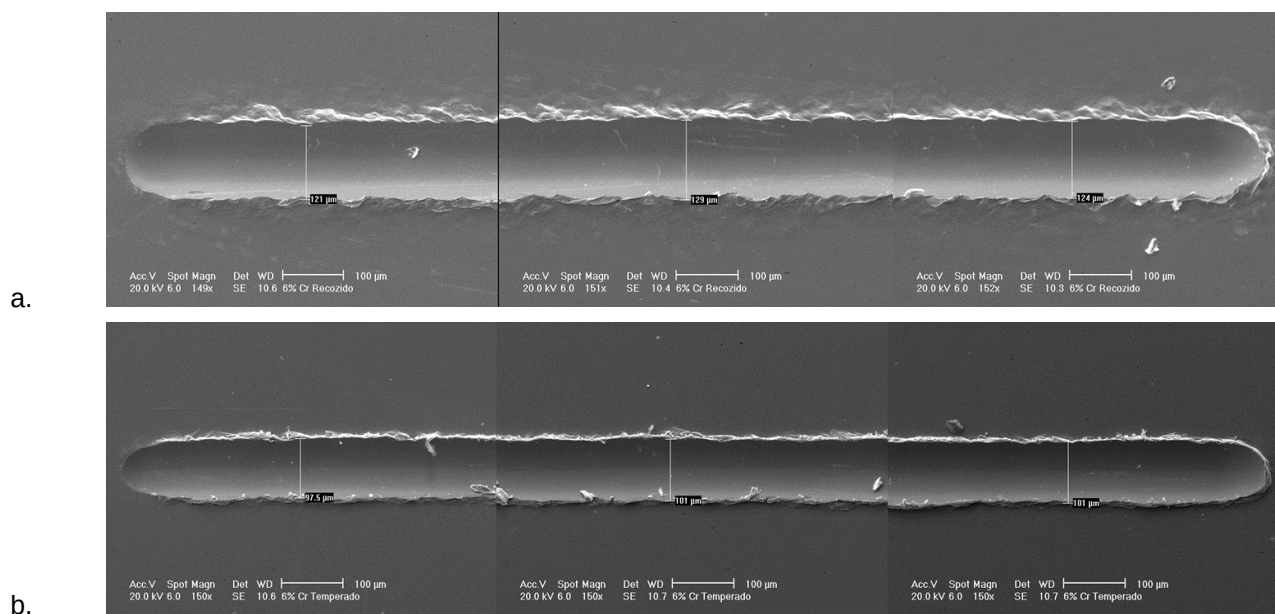


Figura 89. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 6% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 6% de cromo temperada.

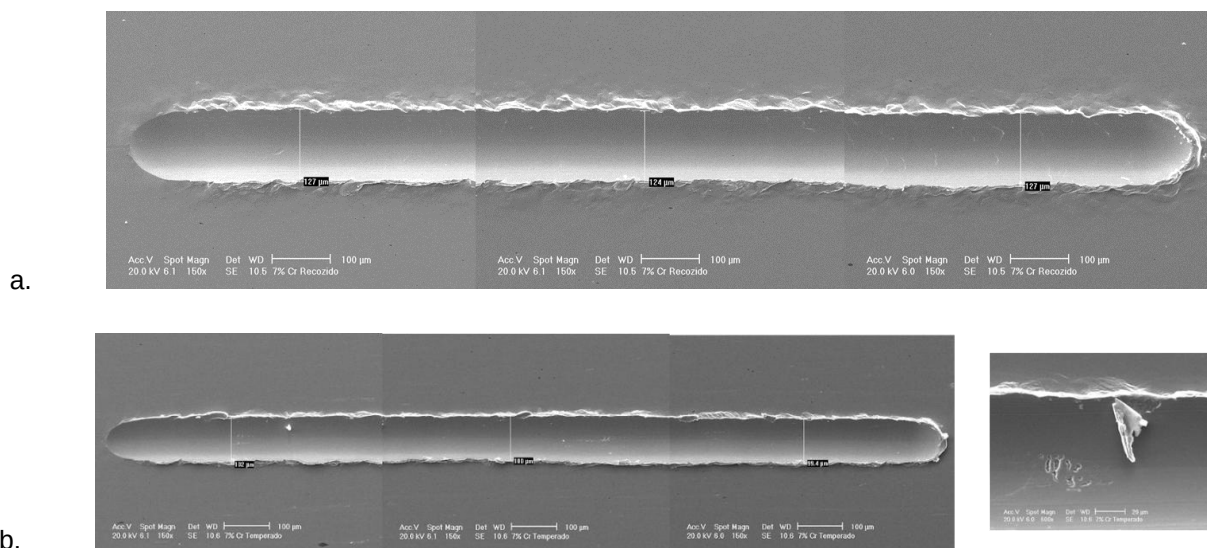


Figura 90. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 7% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 7% de cromo temperada e aumento de um lascamento.

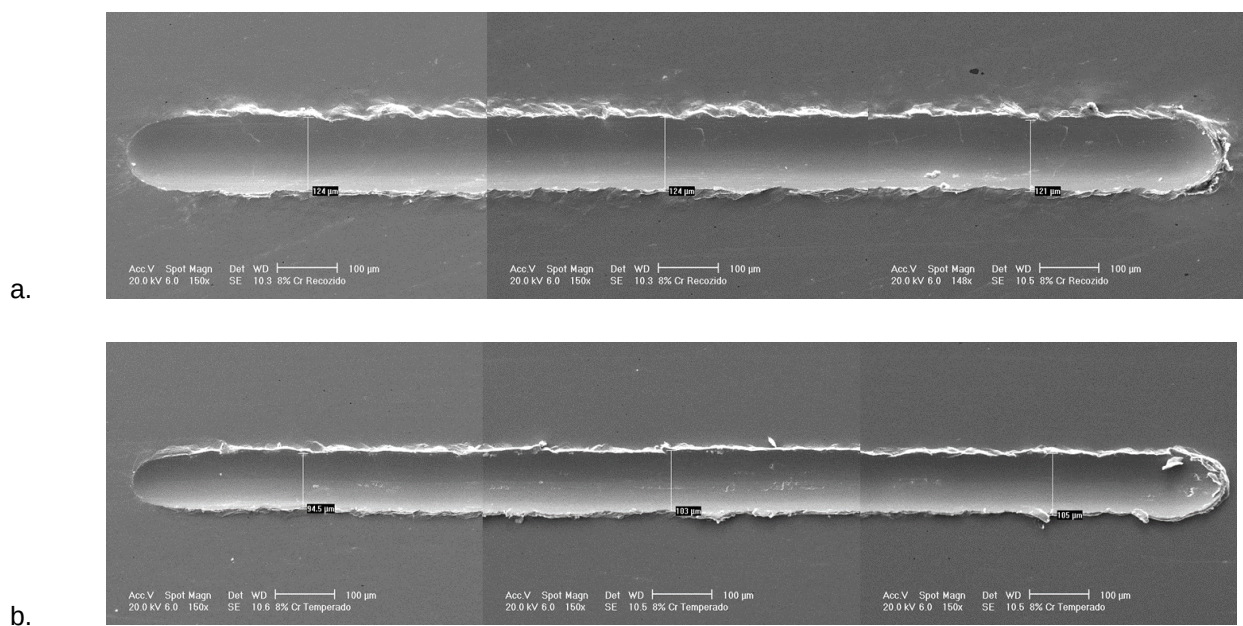


Figura 91. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 8% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 8% de cromo temperada.



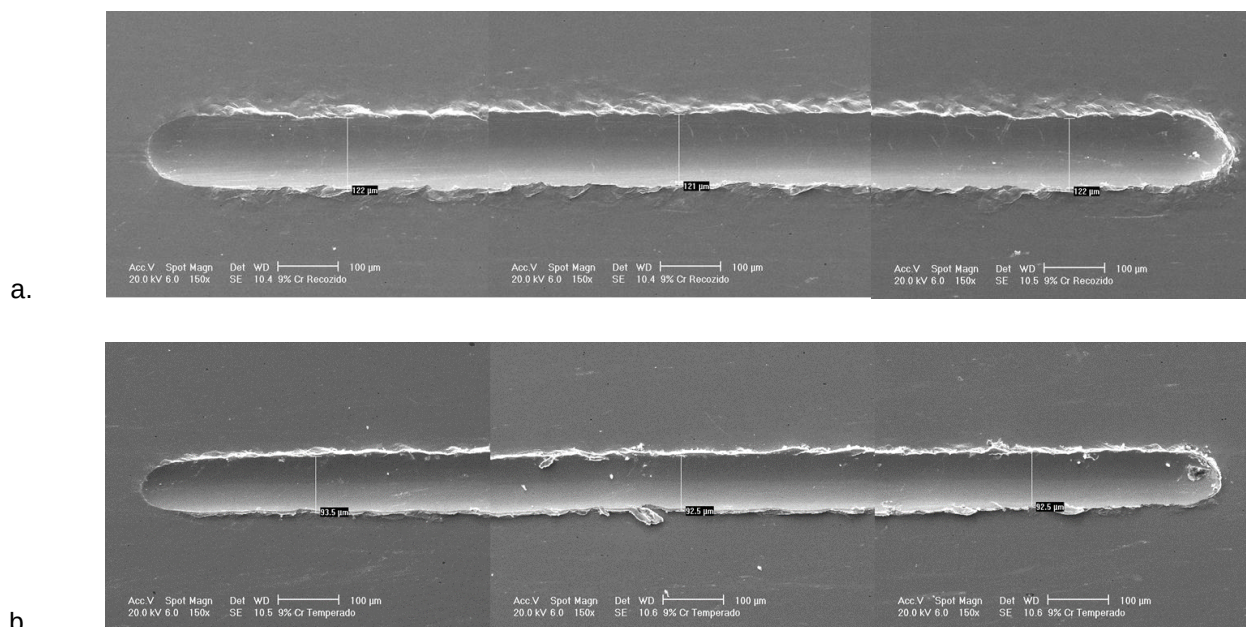


Figura 92. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 9% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 9% de cromo temperada.

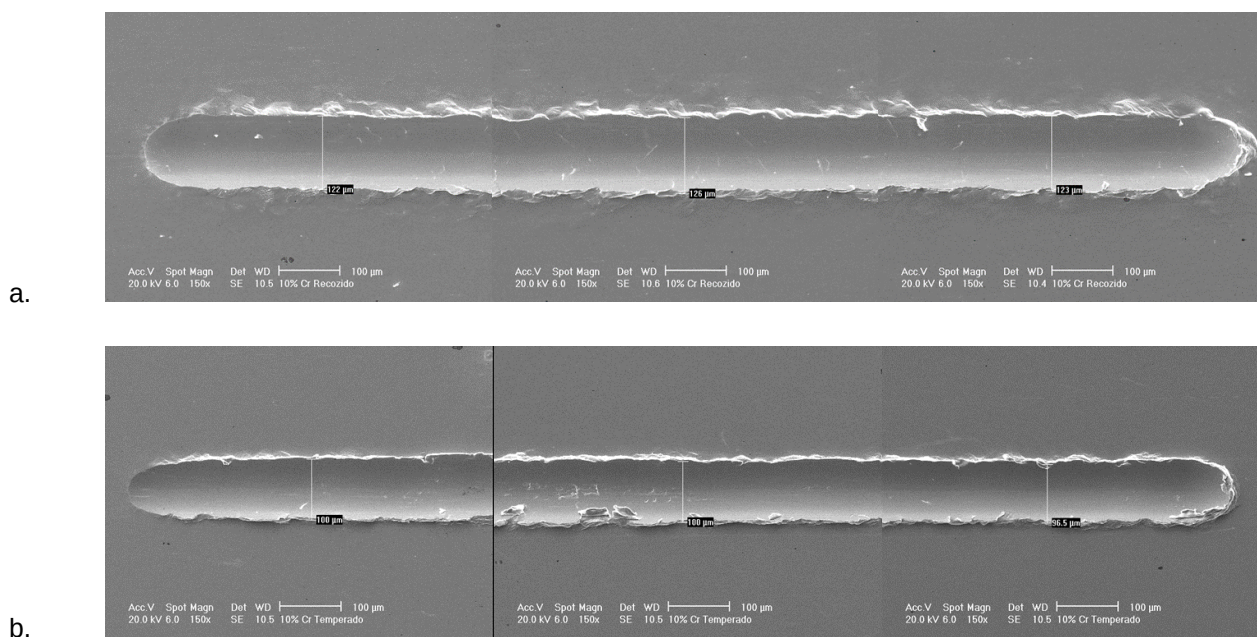


Figura 93. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 10% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 10% de cromo temperada.

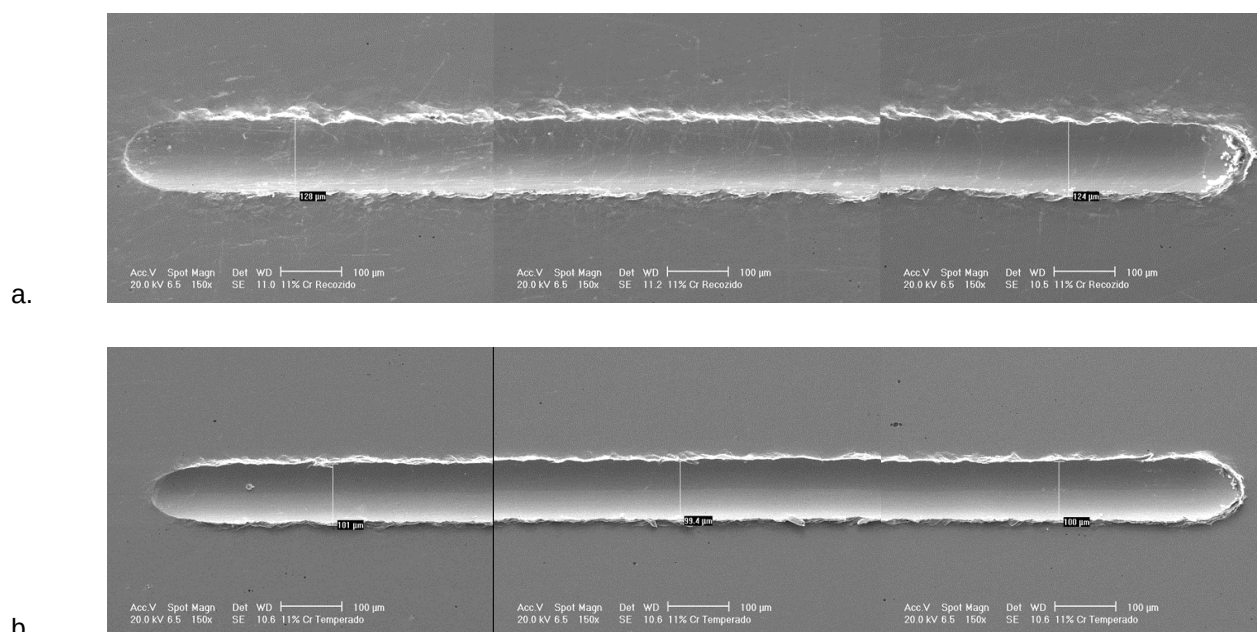


Figura 94. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra de 11% de cromo recozida. b) Risco na amostra de 11% de cromo temperada.

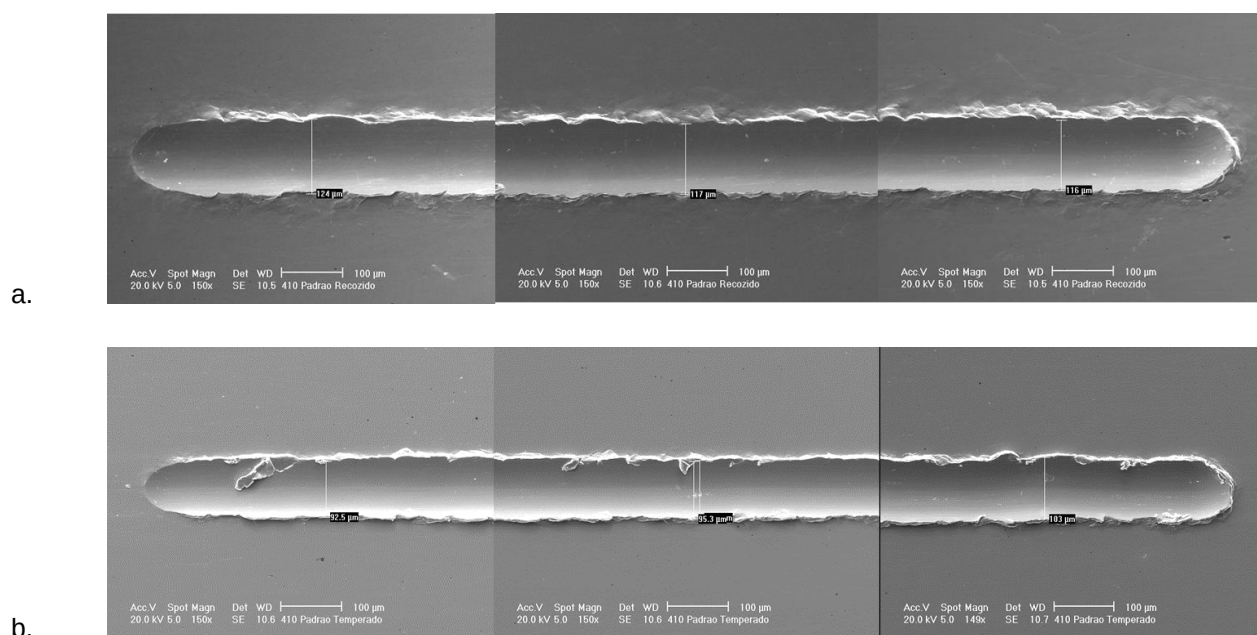


Figura 95. Imagem dos riscos capturada no Microscópio Eletrônico de Varredura. a) Risco na amostra do aço 410Std recozido. b) Risco na amostra do aço 410Std temperado.

#### 4.5.5 Volume desgastado

Os testes mostraram que à medida que o teor de cromo aumentava, a taxa de desgaste diminuía. As amostras recozidas apresentaram o menor valor para taxa de  $4,67 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  para a liga de 11% de cromo e o maior valor de  $6,75 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$  para a liga de 6% de cromo. Maior teor de cromo na liga, maior é o endurecimento por solução sólida, aumentando assim a dureza do material e consequentemente a sua resistência ao desgaste [10]. Já nas amostras temperadas a taxa foi muito próxima para todas as ligas, devido a aplicação do tratamento térmico de têmpera que depende do teor de carbono na liga para formar a fase martensita no material, esse tratamento manteve as propriedades mecânicas do material com a variação do teor de cromo nas ligas. A taxa ficou entre os valores de  $2,11 \times 10^{-3}$  e  $2,56 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ . Estes valores tiveram uma diminuição considerável em relação às amostras recozidas. Podemos observar isso no gráfico da Figura 96. Fazendo uma correlação entre as fases, microestrutura e dureza, Brandi et al. (1992) cita que a martensita não revenida ou revenida abaixo de  $230^\circ\text{C}$  é a estrutura que melhor resiste ao desgaste na temperatura ambiente [72].

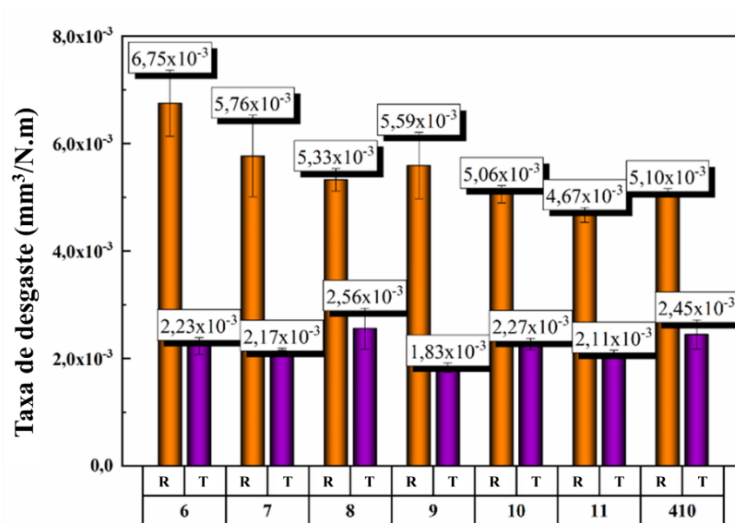


Figura 96. Taxa de desgaste para as ligas *lean* e o aço 410Std na condição recozida (R) e temperada (T).

#### 4.5.6 Razão entre o volume desgastado e o volume de fluxo plástico deslocado

A razão entre o volume desgastado e o volume do fluxo plástico deslocado ( $F_{ab}$ ) foi calculada para analisar a quantidade de perda de material. Podemos observar os valores nos gráficos das Figuras 97 e 98. Se a amostra apresentar 100%, não houve perda de material, apenas houve deslocamento. Com o aumento do teor de cromo nas ligas para a condição recozida a tendência é que essa razão diminua, ou seja, ocorre menos perda de material. Entretanto, para as amostras temperadas não ocorreu essa tendência, devido as ligas apresentarem propriedades mecânicas bem próximas após o tratamento de têmpera. Além disso, analisou-se que quanto maior é o volume desgastado, menor é o volume de fluxo plástico.

Os resultados também mostraram que tanto as amostras recozidas quanto as temperadas apresentaram um percentual acima de 75%, ou seja, a microestrutura martensítica não é tão frágil, é dura, mais resistente ao desgaste por deslizamento e podemos reduzir o teor de cromo da liga, mantendo o mesmo nível de resistência mecânica.

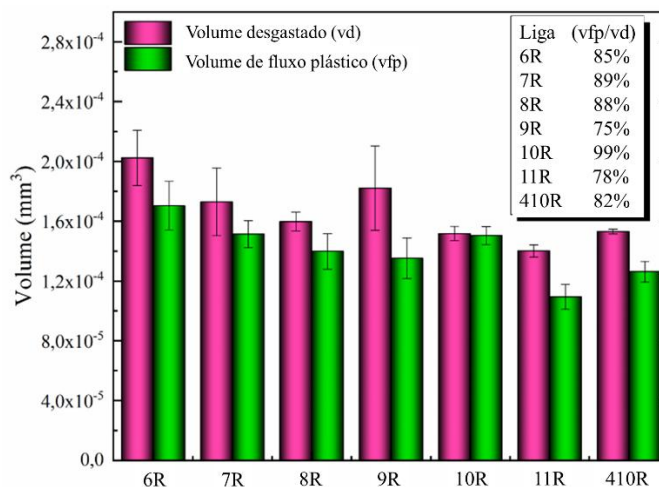


Figura 97. Razão entre o volume desgastado e o volume de fluxo plástico para as ligas *lean* e o aço 410Std na condição recozida (R).



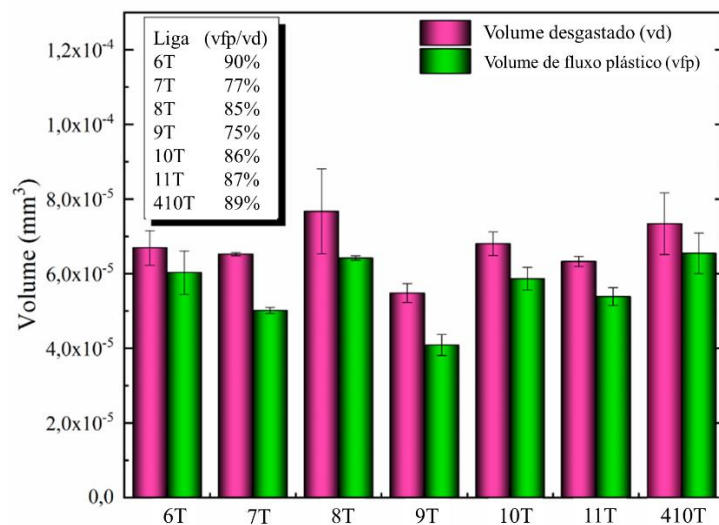


Figura 98. Razão entre o volume desgastado e o volume de fluxo plástico para as ligas *lean* e o aço 410Std na condição temperada (T).

## 4.6 Roda de borracha

Os testes de areia seca em roda de borracha simularam o desgaste abrasivo nas amostras com um terceiro corpo presente entre as duas superfícies, que neste caso foi a areia. A maioria dos setores sofre com esse tipo de desgaste, principalmente os setores que queremos atingir, como mineração, agronegócio e construção civil.

Os ensaios de desgaste abrasivo foram realizados conforme procedimentos padrões da norma ASTM G65-04.

Os resultados apresentados de perda de volume correspondem à perda de volume média em cada liga considerando uma densidade média de  $7,85 \text{ g/cm}^3$  (aço ferrítico) e  $7,99 \text{ g/cm}^3$  (aço martensítico), desta forma, pode afirmar que para as amostras recozidas, a liga de 6% obteve o melhor resultado com  $816,17 \text{ mm}^3$  em valores absolutos comparando-se às demais ligas ensaiadas nas mesmas condições e procedimentos adotados. A liga de 11% obteve a perda de volume médio em  $1180,87 \text{ mm}^3$ , enquanto as demais ligas registraram uma perda bem próxima. Um resultado inesperado, pois a liga de 6% de cromo apresentou um maior tamanho de grão em relação a liga de 11% e uma menor dureza. No contexto do desgaste, o tamanho de grão é crucial. Grãos maiores podem ser mais suscetíveis ao desgaste abrasivo, devido a maior dureza de grãos menores [73]. Por isso, pode ter ocorrido algum erro no teste de roda de borracha, sendo necessário repetir para essas duas ligas.

Para as amostras temperadas a perda de volume foi menor em relação as amostras recozidas e se manteve bem próxima com a variação do teor de cromo, entretanto, a liga de 6% de cromo também apresentou o melhor resultado. Segundo *Haiko et., al (2020)* um menor tamanho de grão pré-austenítico além de, melhorar propriedades mecânicas, também proporciona uma maior “capacidade” ou “habilidade” de um aço endurecer ou encruar quando deformado plasticamente [74]. O trabalho de *Alves da Silva (2022)* mostrou que as amostras com menor tamanho de grão pré-austenítico apresentaram menor perda de material em comparação as amostras com grãos maiores e dureza um pouco superior [75]. Por isso, a austenita prévia desses materiais deve ser mais estudada.

Os resultados, apresentados nos gráficos das Figuras 99 e 100, mostraram que mesmo em condições de desgaste mais severas, grandes perdas não ocorrem com a diminuição do teor de cromo na liga para a condição recozida e temperada. O valor da taxa ficou entre 0,024 a 0,034 mm<sup>3</sup>/Nm para as amostras recozidas e 0,02 a 0,028 mm<sup>3</sup>/Nm para as amostras temperadas.

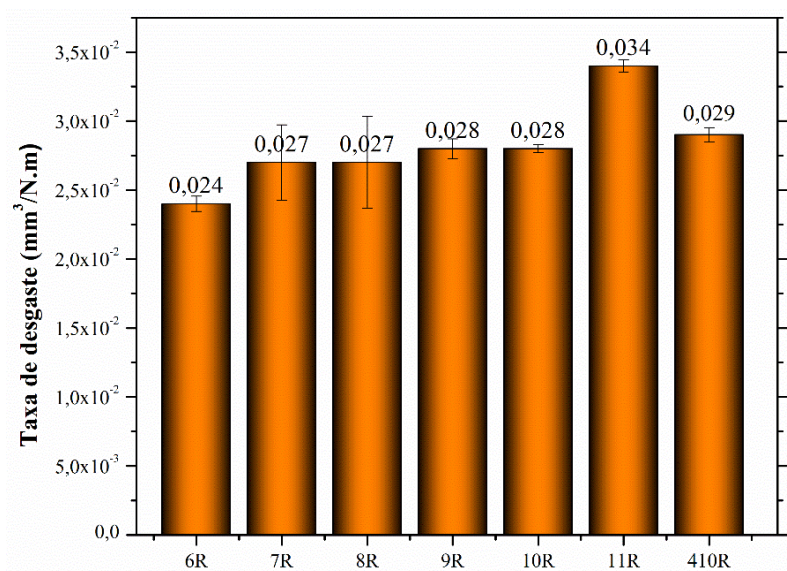


Figura 99. Taxa de desgaste para as ligas *lean* e o aço 410Std na condição recozida.

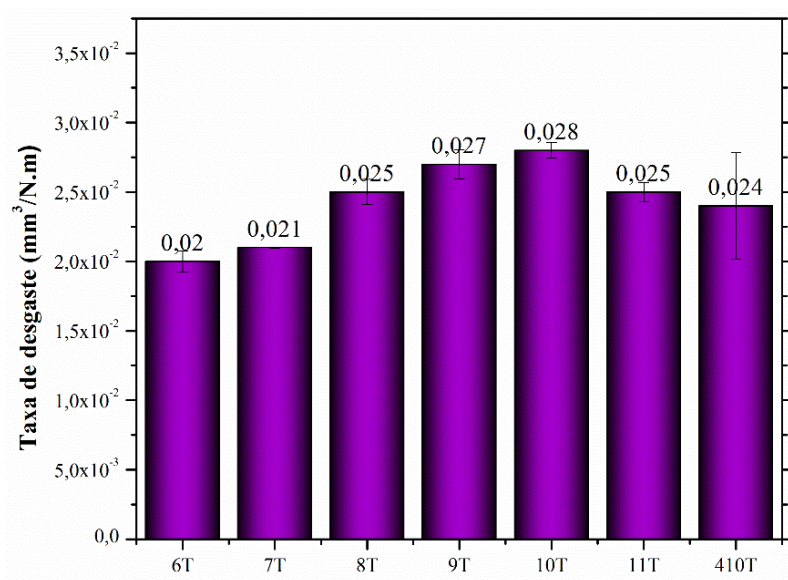


Figura 100. Taxa de desgaste para as ligas *lean* e o aço 410Std na condição temperada.

## 5 CONCLUSÕES

- **Cálculos termodinâmicos**

Com a realização dos cálculos termodinâmicos para os aços inoxidáveis *lean* obteve-se as seguintes conclusões:

- O intervalo de solidificação é baixo, cerca de 10 °C no equilíbrio, importante para evitar a segregação de soluto. O intervalo do campo austenítico é grande, favorecendo a realização da têmpera do material.
- As fases deletérias ricas em N ( $\text{Cr}_2\text{N}$  e  $\pi$ ) são as primeiras a se formarem no resfriamento em equilíbrio das ligas. Considerando o aço 410PD e as ligas de 6-11 %m de Cr, essas fases se formam entre 809 e 817 °C. As outras fases que retiram o Cr de solução sólida se formam em temperaturas inferiores. Dessa forma, para que o resfriamento conserve uma maior quantidade de Cr em solução sólida, não se deve permitir que o material permaneça muito tempo nessas temperaturas ou em temperaturas inferiores.

- **Caracterização estrutural**

- As micrografias e as imagens de EBSD mostraram que após o recozimento as ligas deformadas após a laminação a quente recrystalizaram, garantindo uma microestrutura ferrítica sem austenita retida.
- O tamanho de grão ferrítico se manteve bem próximo com a variação do teor de cromo nas ligas, mas as ligas de 6 a 10% apresentaram um tamanho de grão ligeiramente maior em relação a liga de 11% de cromo.
- As micrografias e as imagens de EBSD das ligas após o processo de têmpera mostraram uma microestrutura martensítica. Além disso, percebe-se que as ripas de martensita são menores para a liga com maior teor de cromo.

- **Propriedades mecânicas**

- A resistência mecânica das ligas aumenta com o aumento do teor de cromo na liga para a condição recozida, devido ao endurecimento por solução sólida. Por outro lado, na condição temperada consegue-se aumentar e manter as mesmas propriedades mecânicas para todas as ligas, devido a presença da fase martensita gerada através do tratamento térmico.

- **Resistência ao desgaste abrasivo**

- As amostras temperadas têm maior resistência ao risco em relação às amostras recozidas. As amostras recozidas conseguem suportar uma maior deformação plástica sem que haja lascamento, e com o aumento do teor de cromo, a profundidade de penetração diminui.
- O mecanismo de desgaste predominante na condição recozida e temperada após o teste de microesclerometria foi o micro-sulcamento, entretanto, as amostras temperadas também apresentaram o micro-lascamento.
- Em relação à variação do teor de cromo nas ligas, o ensaio de microesclerometria mostrou que com o aumento do teor de cromo na liga, diminui a profundidade de penetração. Já o coeficiente de atrito ficou em uma mesma faixa, sem uma tendência nítida. Para o retorno elástico, as amostras com menores teores de cromo apresentaram um efeito mola maior, concluindo-se que com o aumento do teor de cromo na liga aumenta-se a resistência mecânica do material.
- A taxa de desgaste mostrou que a microestrutura martensítica não é tão frágil, é dura, mais resistente ao desgaste por deslizamento e podemos remover o cromo, mantendo o mesmo nível de resistência mecânica.
- Em termos de perda de volume de desgaste no ensaio de roda de borracha às amostras temperadas apresentaram uma perda de volume menor em relação às amostras recozidas e se manteve bem próxima com a variação do teor de

cromo. Conclui-se então, que o tratamento térmico de têmpera aumentou a resistência ao desgaste desses materiais.

- Os ensaios de roda de borracha apresentaram uma taxa de desgaste para às amostras recozidas e temperadas entre 0,02 e 0,03 mm<sup>3</sup>/N.m, valores bem próximos, ou seja, mesmo em condições mais severas, grandes perdas não ocorrem com a diminuição do teor de cromo na liga tanto para a condição recozida como temperada.





## 6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- Realizar um estudo de campo em termos do custo-benefício da substituição dos aços carbono para os aços inoxidáveis *lean* e medir seu desempenho.
- Realizar análise de microscopia de transmissão para identificar as fases martensita no material após a têmpera.
- Realizar análises da austenita prévia das ligas *lean*, objetivando melhorias na resistência ao desgaste abrasivo.
- Estudar em campo os mecanismos de desgaste das chapas utilizadas atualmente.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Aperam comprova resistência à corrosão do aço inox em equipamentos usados no agronegócio. Sucesso no Campo, 202. Disponível em [ <https://www.sucessonocampo.com.br/aperam-comprova-resistencia-a-corrosao-do-aco-inox-em-equipamentos-usados-no-agronegocio/>]. Acesso em: 20, agosto 2023.
- [2] ASM Handbook: ASM Specialty Handbook - Stainless Steels. Materials Park, Ohio, 1994. 541p.
- [3] LABIAPARI, W. S. Abrasão-Corrosão em Aços Inoxidáveis Ferríticos. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2015.
- [4] CASTRO, G. M. Estudo Da Oxidação A Quente no Aço Inoxidável Ferrítico ABNT 430. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2005.
- [5] CARBÓ, H. M. Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações. ArcelorMittal, 2008, p. 15-17.
- [6] CHEN S.L., ZHANG J.Y., LU X.G., CHOU K.C., and CHANG Y.A., Application of Graham Scan Algorithm in Binary Phase Diagram Calculation, J. Phase Equilib. Diffus., Vol. 27, 2006, p 121-125
- [7] LACOMBE, P.; BAROUX, B.; BERANGER, G. Stainless Steels. Les editions de Physique, 2000, p. 437-462.
- [8] FARIA, R. A; SILVA, M. C. Diagramas Constitucionais. Módulo Soldagem, 2000.
- [9] ALCÂNTARA, C. M. Relação Estrutura-Propriedades-Processamento de Aços Inoxidáveis Martensíticos. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2021.

- [10] GORNI, A. A. Estudo traça relações entre microestrutura e propriedades mecânicas em aços estruturais. Corte & Conformação de Metais, 2008, p. 100-101.
- [11] GINZBURG, V.B. Basic Principles of Modeling in Metallurgical Design of Fat-Rolled Steel Products. In: AISE Annual Convention. Proceedings. Pittsburgh, 2003, p. 1-42.
- [12] COTTRELL, A. H. Theoretical structural metallurgy Edward Arnold : London 1959 p. 241-4.
- [13] VERHOEVEN, J. D. Fundamentals of physical metallurgy. John Wiley : NY 1975 p. 518-9.
- [14] HULL, D; BACON, D. J. Introduction to Dislocations (Fifth Edition), Elsevier, 2001.
- [15] GIRALDO, C. A. S; IDE, C. R; MAGNABOSCO, R; KUNIOSHI, C. T; FALLEIROS, N. A. Investigação do efeito do teor de intersticiais sobre o grau de sensitização em aços inoxidáveis ferríticos a 600°C. REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 60(1): 49-54, 2007.
- [16] JACK, D.H., JACK, K.H. Invited review: carbides and nitrides in steel. Materials Science and Engineering, v. 11, p. 1-27, 1973.
- [17] LABIAPARI, W. S.; ALC NTARA, C. M.; SILVA, R. C. R.; FERREIRA, J. S.; BATISTA, J. C.; COURA, G.; MACHADO, V.C. Improvement of the superficial quality of stainless steel P430A 2B-bright, 7th European Stainless Steel Conference, Science and Market, Como (Italy), 2011.
- [18] LISBOA, M. B. Nova Geração De Aços Ferríticos Fe-Cr-W(V) - Análise Da Evolução Microestrutural E Comportamento Mecânico Sob Condições De Fluência. Tese de Doutorado, Universidade Federal Do Rio De Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

[19] BAIN, E. C.; PAXTON, H. Alloying elements in steel. 2.ed. ASM, Metals Park, 1966.

[20] SMITH, W. F. Structure and Properties do Engineering Alloys. McGraw-Hill, Singapore, 1993.

[21] ESKANDARI, F; ATAPOUR, M; GOLOZAR, M. A; SADEGHI, B & CAVALIERE, P. The microstructure and wear behaviour of friction stir processed AISI 430 ferritic stainless steel. Tribology - Materials, Surfaces & Interfaces 2019, VOL. 13, NO. 3, 172–181.

[22] VILELA, L. B. M; FARIA, G. L; ALC NTARA, C. M; OLIVEIRA, T. R e COTA, A. B. Efeito da taxa de resfriamento sobre a formação de martensita em um aço inoxidável ferrítico com 11 %Cr e baixos teores de intersticiais. Revista Matéria, v. 24, n. 1, 2019.

[23] SANTOS, B. A. Efeito da taxa de resfriamento sobre a formação de martensita em um aço inoxidável ferrítico com 11 %Cr e baixos teores de intersticiais. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande - FURG, R, 2017.

[24] SILVA, A. C.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. Edgard Blucher, São Paulo, 2010.

[25] SPEICH, G.R, LESLIE, W.C, Tempering of Steel Speich Metallurgical Transactions volume 3, p.1043–1054 (1972).

[26] BARBOSA, C. A. et al. Formação de fase sigma em aço inoxidável austenítico-ferrítico. Metalurgia ABM, 1976.

[27] GALINARI, C. M. Estudo Microestrutural de Aço Inoxidáveis Martensíticos com aplicações em Cutelaria Profissional. UFMG, 2005, Belo Horizonte, MG.

- [28] KITAHARA, H; UEJI, A; TSUJI, N; MINAMINO, Y. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel, *Acta Materialia* 54 1279–1288 (2006).
- [29] MAGALHÃES, C. H. X. M, Efeito do processamento térmico nas transformações de fase ferrita-austenita em um aço inoxidável duplex do tipo UNS S32304. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, 2017.
- [30] A PINEDO, C.E. Estudo Morfológico e Cinético da Nitretação por Plasma Pulsado do aço Inoxidável Martensítico AISI 420. Ph.D. Thesis, Energetic and Nuclear Research Institute — São Paulo University, São Paulo, SP, Brazil, 2000.
- [31] TSAI, M. C; CHIOU, C. S; DU, J. S; YANG, J. R. Phase transformation in AISI 410 stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 332, 2002.
- [32] HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. *Tribology: Friction and wear of engineering materials*. 2. ed. UK: Elsevier, 2017.
- [33] MUNOZ, A. I; ESPALLARGAS, N; MISCHLER, S. *Tribocorrosion*. SpringerBriefs in Applied Sciences and Technology. 2020.
- [34] ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology. v. 18, 1992. 1879p.
- [35] ZUM GAHR, K. H. *Microstructure and Wear of Material*. Institute of Materials Technology. University of Siegen - Germany, Elsevier. 1987. 560p.
- [36] ZUM GAHR, K. H. “Wear by Hard Particles,” *Tribology International*, Vol. 31, No. 10, 1998, pp. 587-596. doi:10.1016/S0301-679X(98)00079-6.
- [37] BOZZI, A. C.; DE MELLO, J. D. B. Wear resistance and wear mechanisms of WC–12%Co thermal sprayed coatings in three-body abrasion, *Wear*, p. 575-587, 1999.

[38] CLARKE, F.W. and Washington, H.S. (1924) The Composition of the Earth's Crust, Vol. 127. US Government Printing Office, Washington DC.

[39] WHITNEY. D. L; BROZ. M; COOK. R. F. Hardness, toughness, and modulus of some common metamorphic minerals. American Mineralogist, Volume 92, p. 281-288, 2007.

[40] PINTAUDE, G. Estratégias para o Desenvolvimento de Revestimentos Resistentes ao Desgaste: Uma Revisão. Soldagem & Inspeção. vol.26 São Paulo, 2021.

[41] SANO, Y; HATTORI, T and HAGA, M. Characteristics of High-carbon High Speed Steel Rolls for Hot Strip Mill. ISIJ International, Vol. 32 (1992), No. 11, pp. 1194-1201.

[42] PÖHL, F; MOHR, A; THEISEN, W. Effect of matrix and hard phase properties on the scratch and compound behavior of wear resistant metallic materials containing coarse hard phases. Wear. 2017;376:947-957.

[43] PINTAUDE, G; BERNARDES, F. G; SANTOS, M. M; SINATORA, A; ALBERTIN, E. Mild and severe wear of steels and cast irons in sliding abrasion. Wear. 2009;267(1-4):19-25.

[44] TOPPO, V.; SINGH, S. B.; RAY, K. K.; Wear resistance of annealed plain carbon steels in pre-strained condition, Wear. v. 266 907-916, 2009.

[45] SHIPWAY, P.H. The role of test conditions on the microabrasive wear behaviour of soda-lime glass. Wear, v. 233–235, p. 191–199, 1999.

[46] GANT, A. J; GEE, M. G. A review of micro-scale abrasion testing. Journal Of Physics D: Applied Physics, 2011.

[47] BRAGATTO JÚNIOR, L. Avaliação comportamento mecânico e tribológico através de ensaios de esclerometria retilínea de superligas de cobalto.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Espírito Santo. Vitória, 2016.

[48] JACOBSSON, S. et al.: ASM Handbook; Friction, Lubrication and Wear Technology: Scratch Testing. 2 ed. Ohio: ASM International, 2000. 2235 p. (Vol. 18), pp. 820-837.

[49] FERREIRA, F. M. Avaliação tribomecânica via esclerometria retilínea e indentação instrumentada do aço ABNT 8550. 2010. 119 p. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

[50] HOKKIRIGAWA, K; KATO, K. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. Wear, Sendai, v. 21, p.51-57,1988, Elsevier.

[51] ASTM G 171-03. Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus. 2009.

[52] TREZONA, R. I; ALLSOPP D. N; HUTCHINGS I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. Elsevier Science S.A., 1999.

[53] DE MELLO, J. D. B; POLYCARPOU, A. A. Abrasive wear mechanisms of multi-components ferrous alloys abraded by soft, fine abrasive particles. Wear. v. 269, p. 911-920, 2010.

[54] LABIAPARI, W. S; ALC NTARA, C. M; COSTA, H. L; DE MELLO, J. D. B. Stainless Steel as an antiwear material for the bio-fuel industry. Wear. v. 302, p. 1536-1545, 2013.

[55] PELLEG, J. Mechanical Properties of Materials. Springer Netherlands, 2013.

[56] CALLISTER, W. D. Materials Science and Engineering - An Introduction. 7<sup>a</sup> ed. Nova Iorque: John Willey & Sons Inc. 2007.



- [57] MANOJ, S. R; HARSHAVARDHANA, N; NIRMAL, R; RANJITH, R. Enhancement of ductility and strength in 410 stainless steel through cyclic heat treatment. 3rd International Conference on Advances in Mechanical Engineering, 2020.
- [58] ASTM E8/E8M – 13a Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM Internacional, 2013.
- [59] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS - ABNT NBR ISO 6508-1. Materiais Metálicos – Ensaio de Dureza Rockwell. Parte 1: Método de ensaios (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T), 2008.
- [60] ASTM G 65-16 - Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus. 2017.
- [61] QUEIROZ, Ana Luiza Lima. Limites de cloretos para a passivação de aços inoxidáveis ferríticos lean. 2023. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2023. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/20.500.14289/21328>.
- [62] GIRALDO, C. A. S; IDE, C. R; MAGNABOSCO, R; KUNIOSHI, C. T; FALLEIROS, N. A. Investigação do efeito do teor de intersticiais sobre o grau de sensitização em aços inoxidáveis ferríticos a 600°C. REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 60(1): 49-54, 2007.
- [63] JACK, D.H., JACK, K.H. Invited review: carbides and nitrides in steel. Materials Science and Engineering, v. 11, p. 1-27, 1973.
- [64] JR PIMENTA, F. C; REICK, W; PADILHA, A. F. Estudo Comparativo entre a Precipitação da Fase Sigma em um Aço Inoxidável Superferrítico e em um Aço Inoxidável Dúplex. CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14., 2000.

[65] REDJAIMIA, A; PROULT, A; DONNADIEU, P; MORNIROLI, J. P. Morphology, crystallography and defects of the intermetallic  $\chi$ -phase precipitated in a duplex ( $\delta + \gamma$ ) stainless steel. JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 39 (2004) 2371 – 2386.

[66] ANBURAJ, J; NAZIRUDEEN, S. S. M; NARAYANAN, R; ANANDAVEL, B; CHANDRASEKAR, A. Ageing of forged superaustenitic stainless steel: precipitate phases and mechanical properties, Materials Science and Engineering, 535, p.99–107, 2012.

[67] KOUTSOUKIS T; REDJAÏMIA A; FOURLARIS G. Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels, Materials Science and Engineering, 561, p.477–485, 2013.

[68] ZHANG, S; LI, H; JIANG, Z; ZHANG, B; LI, Z; WU, J; FAN, S; FENG, H; ZHU, H. Effects of Cr and Mo on precipitation behavior and associated intergranular corrosion susceptibility of superaustenitic stainless steel S32654. Materials Characterization 152 (2019) 141–150.

[69] SHANKAR, P; SHAIKH, H; SIVAKUMAR, S; VENUGOPAL, S; SUNDARARAMAN, D; KHATAK, H. S. Effect of thermal aging on the room temperature tensile properties of AISI type 316LN stainless steel. Journal of Nuclear Materials, 264, p.29-34, 1999.

[70] ASKELAND, D. R; PHULÉ, P. P. Ciência e Engenharia dos Materiais, São Paulo: Edgar Blucher, 1970.

[71] BHADESHIA, H. K. D. H. Title: Geometry of crystals, polycrystals, and phase transformations Author(s): Bhadeshia, Harshad K. D. H Publisher: CRC Press Year, 2018, p. 251.

[72] BRANDI, S.D.; WAINER, E.; DE MELLO, F.D.H. Soldagem: processos e metalurgia. Editora Blucher. p.494. São Paulo, 1992.

[73] NAFAR DEHSORKHI, R.; SABOONI, S.; KARIMZADEH, F.; REZAEIAN, A.; ENAYATI, M. H. The effect of grain size and martensitic transformation on the wear behavior of AISI 304L stainless steel. *Materials and Design* 64 (2014) 56–62.

[74] HAIKO, O.; JAVAHERI, V.; VALTONEN, K.; KAIJALAINEN, A.; HANNULA, J.; KÖMI, J. Effect of prior austenite grain size on the abrasive wear resistance of ultra-high strength martensitic steels. *Wear*, vol 454-455, p. 203336, 2020.

[75] ALVES DA SILVA, S. M. Influência da pré-microestrutura sobre a resistência ao desgaste abrasivo de aços SAE 1045 submetidos à têmpera por indução. Dissertação de mestrado, Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2022.



## APÊNDICE

Composição das fases deletérias nas temperaturas de maior fração de fase das mesmas.

| LIGA    | COMPOSIÇÃO DA FASE Cr <sub>2</sub> N (FRAÇÃO MOLAR) |                      |      |                       |                      |                       |      |                      |
|---------|-----------------------------------------------------|----------------------|------|-----------------------|----------------------|-----------------------|------|----------------------|
|         | TEMP. (C°)                                          | Fe                   | Cr   | Si                    | Mn                   | Ni                    | N    | C                    |
| 11%p.Cr | 163                                                 | 1,5x10 <sup>-8</sup> | 0,65 | 6,7x10 <sup>-13</sup> | 0,02                 | 6,0x10 <sup>-10</sup> | 0,33 | 2,0x10 <sup>-5</sup> |
| 10%p.Cr | 190                                                 | 4,9x10 <sup>-8</sup> | 0,64 | 6,7x10 <sup>-13</sup> | 0,02                 | 1,5x10 <sup>-9</sup>  | 0,33 | 3,0x10 <sup>-5</sup> |
| 9%p. Cr | 121                                                 | 1,4x10 <sup>-9</sup> | 0,64 | 6,7x10 <sup>-13</sup> | 0,03                 | 1,1x10 <sup>-10</sup> | 0,33 | 4,4x10 <sup>-6</sup> |
| 8%p. Cr | 121                                                 | 1,4x10 <sup>-9</sup> | 0,64 | 6,7x10 <sup>-13</sup> | 0,03                 | 1,1x10 <sup>-10</sup> | 0,33 | 4,4x10 <sup>-6</sup> |
| 7%p. Cr | 744                                                 | 0,02                 | 0,65 | 2,0x10 <sup>-9</sup>  | 3,7x10 <sup>-3</sup> | 1,0x10 <sup>-5</sup>  | 0,29 | 0,04                 |
| 6%p. Cr | 701                                                 | 0,01                 | 0,65 | 8,3x10 <sup>-10</sup> | 0,01                 | 1,0x10 <sup>-5</sup>  | 0,30 | 0,03                 |

| LIGA    | COMPOSIÇÃO DA FASE M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (FRAÇÃO MOLAR) |                      |      |      |      |                      |      |      |
|---------|------------------------------------------------------------------|----------------------|------|------|------|----------------------|------|------|
|         | TEMP. (C°)                                                       | Fe                   | Cr   | Si   | Mn   | Ni                   | N    | C    |
| 11%p.Cr | 48                                                               | 9,1x10 <sup>-4</sup> | 0,76 | 0,00 | 0,03 | 8,8x10 <sup>-8</sup> | 0,00 | 0,21 |
| 10%p.Cr | 41                                                               | 7,7x10 <sup>-4</sup> | 0,76 | 0,00 | 0,03 | 6,4x10 <sup>-8</sup> | 0,00 | 0,21 |
| 9%p. Cr | 46                                                               | 8,4x10 <sup>-4</sup> | 0,76 | 0,00 | 0,03 | 8,2x10 <sup>-8</sup> | 0,00 | 0,21 |
| 8%p. Cr | 46                                                               | 8,4x10 <sup>-4</sup> | 0,76 | 0,00 | 0,03 | 8,2x10 <sup>-8</sup> | 0,00 | 0,21 |
| 7%p. Cr | 25                                                               | 5,4x10 <sup>-4</sup> | 0,76 | 0,00 | 0,03 | 3,4x10 <sup>-8</sup> | 0,00 | 0,21 |
| 6%p. Cr | 25                                                               | 5,4x10 <sup>-4</sup> | 0,76 | 0,00 | 0,03 | 3,3x10 <sup>-8</sup> | 0,00 | 0,21 |

| LIGA    | COMPOSIÇÃO DA FASE σ (FRAÇÃO MOLAR) |      |      |                      |      |                      |      |      |
|---------|-------------------------------------|------|------|----------------------|------|----------------------|------|------|
|         | TEMP. (C°)                          | Fe   | Cr   | Si                   | Mn   | Ni                   | N    | C    |
| 11%p.Cr | 395                                 | 0,40 | 0,51 | 0,01                 | 0,08 | 7,0x10 <sup>-4</sup> | 0,00 | 0,00 |
| 10%p.Cr | 386                                 | 0,38 | 0,51 | 6,5x10 <sup>-3</sup> | 0,10 | 7,1x10 <sup>-4</sup> | 0,00 | 0,00 |
| 9%p. Cr | 374                                 | 0,37 | 0,51 | 3,2x10 <sup>-3</sup> | 0,12 | 6,6x10 <sup>-4</sup> | 0,00 | 0,00 |
| 8%p. Cr | 353                                 | 0,36 | 0,51 | 1,6x10 <sup>-3</sup> | 0,13 | 5,8x10 <sup>-4</sup> | 0,00 | 0,00 |

|         |     |      |      |                      |      |                      |      |      |
|---------|-----|------|------|----------------------|------|----------------------|------|------|
| 7%p. Cr | 333 | 0,35 | 0,50 | $8,1 \times 10^{-4}$ | 0,14 | $4,9 \times 10^{-4}$ | 0,00 | 0,00 |
| 6%p. Cr | 309 | 0,34 | 0,50 | $3,9 \times 10^{-4}$ | 0,15 | $4,0 \times 10^{-4}$ | 0,00 | 0,00 |

| LIGA    | COMPOSIÇÃO DA FASE $\alpha'$ (FRAÇÃO MOLAR) |                      |      |                      |      |                       |                       |                       |
|---------|---------------------------------------------|----------------------|------|----------------------|------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
|         | TEMP. (C°)                                  | Fe                   | Cr   | Si                   | Mn   | Ni                    | N                     | C                     |
| 11%p.Cr | 25                                          | $6,0 \times 10^{-5}$ | 0,95 | $2,5 \times 10^{-8}$ | 0,05 | $2,5 \times 10^{-8}$  | $3,0 \times 10^{-12}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ |
| 10%p.Cr | 25                                          | $6,0 \times 10^{-5}$ | 0,94 | $1,9 \times 10^{-8}$ | 0,06 | $3,1 \times 10^{-11}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ |
| 9%p. Cr | 25                                          | $6,0 \times 10^{-5}$ | 0,94 | $1,6 \times 10^{-8}$ | 0,06 | $3,3 \times 10^{-11}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ |
| 8%p. Cr | 25                                          | $6,0 \times 10^{-5}$ | 0,94 | $1,6 \times 10^{-8}$ | 0,06 | $3,3 \times 10^{-11}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ |
| 7%p. Cr | 25                                          | $6,0 \times 10^{-5}$ | 0,94 | $1,6 \times 10^{-8}$ | 0,06 | $3,3 \times 10^{-11}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ |
| 6%p. Cr | 25                                          | $6,0 \times 10^{-5}$ | 0,94 | $1,6 \times 10^{-8}$ | 0,06 | $3,3 \times 10^{-11}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ | $3,0 \times 10^{-12}$ |

| LIGA    | COMPOSIÇÃO DA FASE $\pi$ (FRAÇÃO MOLAR) |                      |      |      |      |      |      |      |
|---------|-----------------------------------------|----------------------|------|------|------|------|------|------|
|         | TEMP. (C°)                              | Fe                   | Cr   | Si   | Mn   | Ni   | N    | C    |
| 11%p.Cr | 25                                      | $6,1 \times 10^{-9}$ | 0,53 | 0,00 | 0,00 | 0,30 | 0,17 | 0,00 |
| 10%p.Cr | 25                                      | $6,1 \times 10^{-9}$ | 0,53 | 0,00 | 0,00 | 0,30 | 0,17 | 0,00 |
| 9%p. Cr | 25                                      | $6,1 \times 10^{-9}$ | 0,53 | 0,00 | 0,00 | 0,30 | 0,17 | 0,00 |
| 8%p. Cr | 25                                      | $6,1 \times 10^{-9}$ | 0,53 | 0,00 | 0,00 | 0,30 | 0,17 | 0,00 |
| 7%p. Cr | 25                                      | $6,2 \times 10^{-9}$ | 0,53 | 0,00 | 0,00 | 0,30 | 0,17 | 0,00 |
| 6%p. Cr | 25                                      | $6,4 \times 10^{-9}$ | 0,53 | 0,00 | 0,00 | 0,30 | 0,17 | 0,00 |

| LIGA | COMPOSIÇÃO DA FASE $M_7C_3$ (FRAÇÃO MOLAR) |
|------|--------------------------------------------|
|------|--------------------------------------------|

|         | TEMP. (C°) | Fe   | Cr   | Si                    | Mn                | Ni                   | N    | C    |
|---------|------------|------|------|-----------------------|-------------------|----------------------|------|------|
| 8%p. Cr | 753        | 0,10 | 0,59 | $3,0 \times 10^{-11}$ | $4,4 \times 10^3$ | $2,0 \times 10^{-5}$ | 0,00 | 0,30 |
| 7%p. Cr | 717        | 0,09 | 0,60 | $1,6 \times 10^{-11}$ | $5,1 \times 10^3$ | $2,0 \times 10^{-5}$ | 0,00 | 0,30 |
| 6%p. Cr | 682        | 0,09 | 0,60 | $8,5 \times 10^{-12}$ | $6,1 \times 10^3$ | $2,0 \times 10^{-5}$ | 0,00 | 0,30 |

| LIGA    | COMPOSIÇÃO DA FASE $\gamma'$ (FRAÇÃO MOLAR) |                      |      |                       |                      |                      |      |      |
|---------|---------------------------------------------|----------------------|------|-----------------------|----------------------|----------------------|------|------|
|         | TEMP. (C°)                                  | Fe                   | Cr   | Si                    | Mn                   | Ni                   | N    | C    |
| 7%p. Cr | 750                                         | $1,1 \times 10^{-4}$ | 0,50 | $5,0 \times 10^{-13}$ | $1,5 \times 10^{-4}$ | $3,7 \times 10^{-9}$ | 0,36 | 0,14 |
| 6%p. Cr | 778                                         | $1,7 \times 10^{-4}$ | 0,50 | $5,0 \times 10^{-13}$ | $1,7 \times 10^{-4}$ | $7,5 \times 10^{-9}$ | 0,34 | 0,15 |