

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais–PPGE3M

RESFRIAMENTO CONTROLADO: UMA ALTERNATIVA À TÊMPERA E
REVENIMENTO DO AÇO SAE 1524H.

PETERSON DUARTE DIEHL
Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre
2019

Duarte Diehl, Peterson

RESFRIAMENTO CONTROLADO: UMA ALTERNATIVA À TÊMPERA
E REVENIMENTO DO AÇO SAE 1524H. / Peterson Duarte
Diehl. -- 2019.

85 f.

Orientador: Prof. Dr. Antônio Shigueaki Takimi.

Coorientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2019.

1. Resfriamento controlado. 2. Tratamentos
Térmicos. 3. Bainita. 4. Aço ao Carbono. 5. SAE 1524H.
I. Shigueaki Takimi, Prof. Dr. Antônio, orient. II.
Strohaecker, Prof. Dr. Telmo Roberto, coorient. III.
Título.

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais–PPGE3M

RESFRIAMENTO CONTROLADO: UMA ALTERNATIVA À TÊMPERA E
REVENIMENTO DO AÇO SAE 1524H.

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Shigueaki Takimi
Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker (*in memoriam*)

Porto Alegre
2019

PETERSON DUARTE DIEHL

**RESFRIAMENTO CONTROLADO: UMA ALTERNATIVA À TÊMPERA
E REVENIMENTO DO AÇO SAE 1524H.**

Esta Dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e Pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Shigueaki Takimi
Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker (*in memoriam*)

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. André Ronaldo Fröhlich - UNISINOS

Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes - PPGE3M/UFRGS

Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke - PPGE3M/UFRGS

PETERSON DUARTE DIEHL

**RESFRIAMENTO CONTROLADO: UMA ALTERNATIVA À TÊMPERA
E REVENIMENTO DO AÇO SAE 1524H.**

Aprovada em ____ de _____ de _____.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich

Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes

Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke

AGRADECIMENTOS

Ao Brasil, por ainda oferecer ensino público federal de qualidade e acesso universal.

À UFRGS por ter me proporcionado excelentes graduação e pós-graduação.

Aos meus pais Jaime Nataniel e Vera Lúcia pelo dom da vida e pela educação que me deram.

À Emília, por todo apoio, força e amor em todos os momentos, principalmente por sempre estar presente nas situações difíceis, muito obrigado.

À família Hilgert, em especial João Eduardo (*in memoriam*), Gema e Eduarda por serem a família que eu precisava quando era tudo comigo, vocês são demais.

Aos amigos Fernando Bombassaro, Renan Richter, Rui Alles por terem compartilhado moradia quando precisei.

À Maxiforja Componentes Automotivos Ltda. por todo suporte técnico para a realização deste trabalho e acima de tudo por ter me incentivado a continuar minha formação acadêmica.

Aos colegas e amigos de trabalho Markus Andraschko, Raphael Castro, Lucas Manganelli, Aluizio Menezes, Felipe Cardoso, José Carlos Júnior, Marcelo Dias e Cássio Bittencourt e tantos outros pelo apoio em todos os momentos.

Aos engenheiros orientadores Diego Wendt e Diogo Melo pelo apoio, dicas e ensinamentos.

Aos professores Dr. Telmo Roberto Strohaecker (*in memoriam*) e Dr. Antonio Shigueaki Takimi pelo apoio e orientação durante a realização deste trabalho.

Sumário

Lista de Figuras.....	9
Lista de Tabelas.....	11
RESUMO.....	12
ABSTRACT.....	13
1 INTRODUÇÃO.....	14
2 OBJETIVOS.....	16
2.1. Objetivo Geral.....	16
2.2. Objetivos Específicos.....	16
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
3.1. FORJAMENTO.....	17
3.1.1. Forjamento à quente.....	17
3.1.2. Matrizes para forjamento.....	17
3.1.3. Materiais para forjamento.....	19
3.1.4. Aços.....	20
3.1.1. Efeitos dos elementos de liga nos aços.....	21
3.1.2. Aços Microligados – ARBL.....	25
3.2. MECÂNISMOS DE ENDURECIMENTO E PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	27
3.2.1. Endurecimento por solução sólida.....	28
3.2.2. Endurecimento por refino de grão.....	28
3.2.3. Endurecimento por encruamento.....	30
3.2.4. Endurecimento por precipitação.....	30
3.2.5. Endurecimento por transformação de fase.....	31
3.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	32
3.3.1. Transformações de fase em tratamentos térmicos.....	35
3.3.2. Tratamento com transformação adifusional - Têmpera.....	38
3.3.2.1. Têmpera direta.....	39
3.3.3. Transformação da austenita.....	40
3.3.3.1. Transformação da austenita em ferrita.....	42
3.3.3.2. Transformação da austenita em perlita.....	43
3.3.3.3. Transformação da austenita em bainita.....	45
3.3.4. Resfriamento Controlado imediatamente após forjamento a quente.....	47
4 Materiais e métodos.....	51
4.1. FLUXOGRAMA METODOLÓGICO.....	51
4.2. REQUISITOS DO COMPONENTE MECÂNICO DO ESTUDO.....	52

4.3. DETALHAMENTO DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO ATUAL E PROCESSO PROPOSTO.....	52
4.4. MATÉRIA-PRIMA.....	53
4.5. PROCESSO DE FORJAMENTO	54
4.6. AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO E RESFRIAMENTO CONTROLADO.....	55
4.7. ANÁLISE MICROESTRUTURAL	58
4.7.1. Ensaio de dureza Brinell	59
4.7.2. Ensaio de tração	59
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	61
5.1. CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA.....	61
5.1.1. Análise metalográfica.....	61
5.1.2. Análise da composição química.....	62
5.2. AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE RESFRIAMENTO CONTROLADO.....	62
5.2.1. Curvas de resfriamento	62
5.2.2. Análise microestrutural.....	64
5.2.1. Ensaio de Dureza.....	71
5.2.2. Ensaio de Tração	74
6 CONCLUSÃO.....	77
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	78
REFERÊNCIAS	79
ANEXOS	83

Lista de Figuras

Figura 1 Matrizes para forjamento em matriz aberta	18
Figura 2 Forjamento de uma peça em matriz fechada.....	18
Figura 3 Matriz de Forjabilidade x Pressão de forjamento.	19
Figura 4 Diagrama Ferro-Carbono.....	20
Figura 5 Variação do formato do diagrama Fe-C de acordo com o efeito dos elementos de liga.	22
Figura 6 Força em ΔH (kJ mol^{-1}) de alguns elementos de liga na estabilização da ferrita e da austenita.	23
Figura 7 Variação das propriedades mecânicas de acordo com o tamanho de grão.	29
Figura 8 Estruturas cristalinas Fe-C.....	33
Figura 9 Fluxograma dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços.....	34
Figura 10 Transformação em função do tempo segundo a equação de Avrami.	36
Figura 11 Porcentagem recristalizada em função do tempo e a temperatura constante.	37
Figura 12 Estrutura cristalina Tetragonal de Corpo Centrado – TCC. ..	38
Figura 13 Diagrama CCT para um aço 4340.	39
Figura 14 Diagrama do processo de têmpera com reaquecimento x têmpera direta após forjamento a quente.....	40
Figura 15 Decomposição da Austenita - Aço Hipoeutetóide	41
Figura 16 Decomposição da austenita.....	42
Figura 17 Perlita em aço eutetóide. Nódulo com três colônias distintas (A, B e C).	45
Figura 18 Morfologia típica de uma bainita superior e bainita inferior...	46
Figura 19 Diagrama CCT do aço SAE 1524H.....	50
Figura 20 Resistência mecânica de acordo com a proporção microestrutural.....	50
Figura 21 Fluxograma metodológico para este trabalho.	51
Figura 22 Fluxograma do processo atual de fabricação.	52
Figura 23 Fluxograma do processo de fabricação proposto.	53
Figura 24 Prensa hidráulica da fabricante Lasco.	54
Figura 25 Forno Contínuo FOC-01.	55
Figura 26 Detalhe da região do corpo de prova para análise microestrutural.....	58
Figura 27 À esquerda corpo de prova para ensaio de tração e à direita equipamento Kratos.	59
Figura 28 Metalografia da matéria-prima SAE 1524H. Microestrutura formada por Ferrita, Perlita. Ataque Nital 3%, aumento 100X.....	61
Figura 29 Diagrama CCT Aço SAE 1524H com destaque para as curvas de resfriamento observadas para os diferentes processos testados.....	64
Figura 30 Metalografia de peça REAPD. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita. Ataque Nital 3%, aumento 200X.	65

Figura 31 Metalografia de peça R2VPD. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita. Ataque Nital 3%, aumento 200X.	66
Figura 32 Metalografia de peça R5VPD. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita. Ataque Nital 3%, aumento 200X.	66
Figura 33 Metalografia de peça RE5VPP. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita. Ataque Nital 3%, aumento 200X.	67
Figura 34 Metalografia em detalhe evidenciando formação de ferritas. Ataque Nital 3%, aumento 500X.	68
Figura 35 Metalografia de peça resfriada em água por 20 segundos e resfriada ao ar sem controle a partir de 600°C. Ataque Nital 3%, aumento 200X.	69
Figura 36 Metalografia em detalhe evidenciando formação de bainita superior. Ataque Nital 3%, aumento 500X.	69
Figura 37 Metalografia de peça temperada e revenida. Microestrutura formada por Martensita revenida. Ataque Nital 3%, aumento 200X.	70
Figura 38 Comparação das durezas obtidas em cada condição a qual o componente foi submetido.	73
Figura 39 Comparação dos resultados de Resistência Máxima e especificação do componente.	74
Figura 40 Comparação dos resultados de Limite de escoamento e especificação do componente.	75
Figura 41 Comparação dos resultados de Alongamento e especificação do componente.	75

Lista de Tabelas

Tabela 1	Requisitos do componente de estudo.	52
Tabela 2	Configurações das peças na esteira de resfriamento.....	57
Tabela 3	Composição em % em massa do Aço utilizado nos testes. ...	62
Tabela 4	Resultado das medições de temperatura e taxa de resfriamento do aço para resfriamento o ar com controle em esteira (Tabela 2).	63
Tabela 5	Resultado do ensaio de dureza das peças produzidas.	71
Tabela 6	Resultado do ensaio de resistência à tração peças temperadas e revenidas.....	83
Tabela 7	Resultado do ensaio de resistência à tração peças resfriadas com controle em esteira aberta sem ar forçado.	83
Tabela 8	Resultado do ensaio de resistência à tração peças resfriadas com controle em esteira aberta com ar forçado por dois ventiladores.	84
Tabela 9	Resultado do ensaio de resistência à tração peças deitadas resfriadas com controle em esteira aberta com ar forçado por 5 ventiladores.	84
Tabela 10	Resultado do ensaio de resistência à tração peças em pé resfriadas com controle em esteira aberta com ar forçado por 5 ventiladores.	84
Tabela 11	Resultado do ensaio de resistência à tração peças resfriadas em água durante 20 segundos e resfriadas ao ar calmo.	85

RESUMO

Os fabricantes de componentes automotivos estão inseridos em um mercado de elevada competitividade e por este motivo a otimização dos processos produtivos é uma rotina nesta indústria. O desempenho mecânico de um componente depende do seu processo de fabricação e da matéria-prima utilizada, sendo estes os dois fatores de maior importância e representatividade no custo de fabricação de um componente. Como este componente é um desenho proprietário, ou seja, não é possível a alteração de seus requisitos, entre eles a matéria-prima, este estudo focou-se em definir um processo de resfriamento controlado alternativo para obtenção das propriedades mecânicas definidas nos requisitos específicos do cliente. O objetivo deste trabalho foi estudar diferentes modos de resfriamento controlado em esteira para a fabricação de um componente automotivo e avaliar quais destes modos permitiriam o atendimento dos requisitos técnicos com possibilidade de redução dos custos de fabricação. Comparando-se com o processo atual onde o componente é temperado imediatamente após forjamento a quente e revenido em forno elétrico, foram testadas 6 diferentes configurações de resfriamento controlado ao ar tanto forçado quando ao ar calmo utilizando a mesma matéria-prima, o SAE 1524H. Foram realizadas análises de composição química e microestrutural para cada tratamento térmico, além de avaliação de dureza e resistência a tração. Os requisitos de dureza foram satisfatórios para todos os processos, entretanto para o ensaio de resistência mecânica os resultados foram satisfatórios apenas para o processo em que o componente foi resfriado bruscamente até 600°C a fim de se produzir microestrutura formada por Bainita. Para todas as condições de resfriamento em esteira o Limite de Escoamento foi um requisito bastante difícil de ser alcançado. Com este trabalho foi possível inferir uma rota alternativa de processamento, com menos etapas, para um aço ao carbono SAE1524H, evitando a necessidade de substituir a liga atual.

Palavras chave: resfriamento controlado, Bainita, tratamento térmico, aço ao carbono.

ABSTRACT

Automotive parts manufacturers are placed in a highly competitive market and for this reason the optimization of process is a routine. The mechanical performance of an automotive component depends on the manufacturing process and raw material used, these being the two most important factors in the manufacturing costs. The customer defines the requirements of the component, none of requirements can be changed, raw material neither. So, this work focused on define a alternative route with controlled cooling after hot forge to aim the mechanical properties specified on customer requirements. The current route contains direct quenching after hot forge and furnace temper, in this work, are tested six different ways of controlled cooling on conveyor with forced air and without forced air. Microstructure, Brinell hardness test and tensile strength test are used to compare the different process using the same raw material SAE 1524H. Continuous cooling after hot forging not shown a better way to attends the customer requirements, but an alternative route based on bainite microstructure formed after forced cooling in water with polymer to aim 600°C and cooling at room temperature shown an interesting route to attends all requirements. It was observed the possibility of producing the component with a different route without changing the raw material.

Keywords: continuous cooling, Bainite, heat treatment, carbon steel.

1 INTRODUÇÃO

A concorrência nacional e internacional, faz com que as empresas brasileiras busquem alternativas para tentar reverter a perda de espaço no mercado, como por exemplo para os produtos chineses que beiravam a casa dos 16% em 2015 do total de produtos que antes eram do Brasil, segundo a Confederação Nacional da Indústria – CNI (FLORES, 2015).

Enquanto isso, Flores (2015) destaca que para se manterem ativas no mercado, as empresas nacionais necessitam modernizar seus processos a fim de reduzir os custos envolvidos direta e indiretamente em sua produção. Do total de empresas brasileiras vinculadas ao CNI, 30% declararam adotar estratégias para driblar a concorrência em relação aos produtos importados da China e uma das estratégias mais adotadas, com 50% das citadas, é a redução de custos e/ou ganhos de produtividade.

Os fabricantes de componentes automotivos estão inseridos neste mercado de alta competitividade, onde sem sobra de dúvidas o foco é praticamente total na redução de custos e otimização de processos produtivos. Isso se dá principalmente porque o valor ao qual custará o componente é praticamente imposto pela montadora de veículos (ANTONI, 2017).

Diehl (2015) enfatiza que atualmente, as empresas vêm buscando processos cada vez mais enxutos e contínuos, visando a maximização da produtividade. Para a maioria das indústrias, se tornou inviável manter e gerir grandes estoques e, por esse motivo, já não há possibilidade de manter produção em massa praticada no passado.

O forjamento pode ser considerado, em muitos casos como, um processo rápido onde, muitas vezes é necessário um tratamento térmico posterior. Essa operação requer cuidados especiais e tempo de programação para a sua execução, que consiste, normalmente, em reaquecimento e resfriamento controlado da peça, para atingir a desejada microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas especificadas pelo produto (DIEHL, 2015).

Uma alternativa adotada pela indústria para maximizar a produtividade é a melhoria contínua e otimização de seus processos. Este trabalho aborda a substituição do tratamento térmico de têmpera direta em polímero, que tem por principal objetivo o aproveitamento do calor proveniente do aquecimento indutivo para conformar mecanicamente. Este tratamento térmico é interessante em componentes que necessitam sofrer têmpera e revenimento após forjados para alcançarem propriedades físicas e mecânicas que um material bruto de forja não terá.

Uma alternativa à têmpera direta em polímero é o aproveitamento da energia pós-forjamento, utilizando resfriamento controlado formando, assim, microestruturas e propriedades mecânicas desejáveis.

Este trabalho investigará um aço ao manganês SAE 1524H, ou seja, um aço com aproximadamente 0,24% de carbono em sua composição ligado ao Manganês, e que não é conhecido como um aço que adquire propriedades mecânicas por meio de resfriamento controlado.

Os aços, tanto ao carbono quanto os microligados, quando resfriados controladamente, podem apresentar alta resistência e tenacidade, o que dispensaria tratamentos térmicos posteriores reduzindo, assim, o tempo de processo na fabricação e os custos com energia. Neste contexto, o próprio calor remanescente do forjamento pode ser suficiente para que se promova a homogeneização já na fase de resfriamento do material. As propriedades mecânicas, como resistência e tenacidade, são obtidas com o controle de fenômenos metalúrgicos associados à composição química que ocorrem no plano estrutural.

2 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho foram separados em dois grupos, o objetivo geral do trabalho e os objetivos específicos da pesquisa realizada.

2.1. Objetivo Geral

Avaliar a substituição do tratamento térmico de têmpera e revenimento do aço SAE 1524H pelo resfriamento controlado ao ar, correlacionando as propriedades mecânicas e microestrutura em função da taxa de resfriamento empregada.

2.2. Objetivos Específicos

1. Avaliar o uso do aço SAE 1524H para a realização de testes com resfriamento controlado imediatamente após forjamento a quente;
2. Definir condição de resfriamento mais adequada em esteira a fim de se substituir a têmpera direta e revenimento por resfriamento controlado imediatamente após o processo de forjamento a quente;
3. Averiguar se os valores obtidos nos ensaios de tração atenderão aos requisitos específicos do produto;
4. Também, avaliar a possível retirada do tratamento térmico de têmpera direta em polímero pelo resfriamento controlado ao ar forçado após o forjamento a quente caso as propriedades mecânicas sejam alcançadas;
5. Por fim, confirmar o possível ganho em lead time de produção com a eliminação do tratamento térmico de revenimento pós têmpera direta.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. FORJAMENTO

O processo de forjamento é utilizado para transformar metais do estado bruto em peças acabadas. O forjamento tem como grande vantagem o maior aproveitamento da matéria-prima, apresentando as peças fabricadas por esse método microestrutura homogênea, livres de porosidades e com um fibramento favorável às propriedades mecânicas exigidas em muitos componentes. (SCHAEFER, 2006).

3.1.1. Forjamento à quente

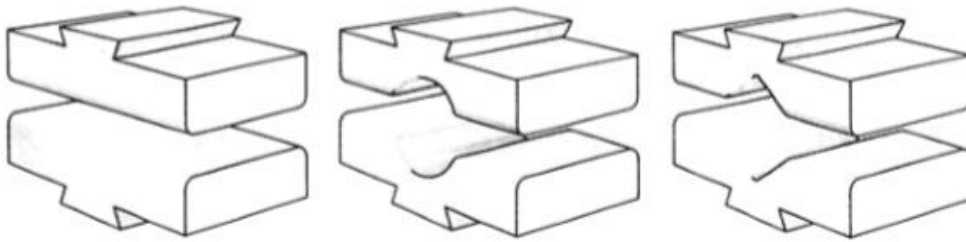
Para o forjamento de praticamente todos os metais e ligas, é feito um aquecimento na etapa inicial da conformação. As variações estruturais, devido a esse aquecimento, proporcionam um aumento na ductilidade e na tenacidade do metal, requerendo menor energia para a sua deformação. Esse aquecimento também facilita o escoamento plástico, diminuindo a probabilidade de trincas (CIMM, 2012).

3.1.2. Matrizes para forjamento

Para Cetlin e Helman (2005), matriz é a ferramenta utilizada no processo de forjamento que entra em contato com o material que será forjado. Existem dois tipos de matrizes, abertas e fechadas, e, usualmente, são de aço-ferramenta.

As matrizes abertas são usadas para forjar peças grandes, com baixo nível de produção. Sua geometria é bastante simples, e a restrição ao movimento lateral do metal comprimido é pequena. A imagem de uma matriz aberta pode ser observada conforme ilustra a Figura 1.

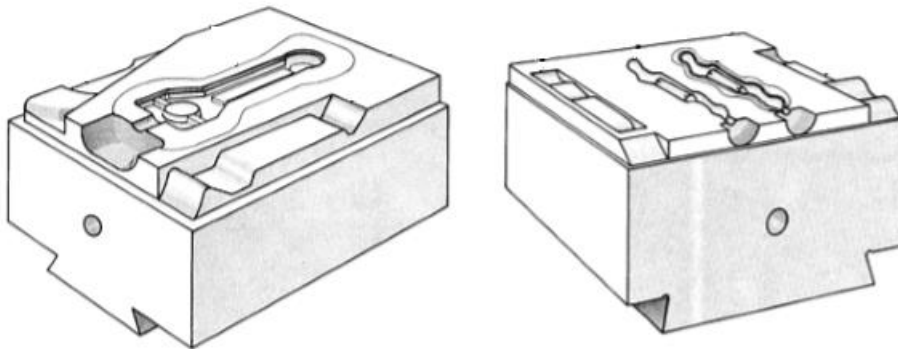
Figura 1 Matrizes para forjamento em matriz aberta



Fonte: ASM Handbook – Volume 14 Forming and Forging, 1988.

As matrizes fechadas têm cavidades esculpidas no formato da peça que se deseja obter; o metal a ser forjado deve adotar esse formato. Neste caso, ao contrário de matrizes abertas, o material terá fortes restrições ao seu livre e ao espalhamento no momento da conformação. A Figura 2 mostra uma operação desse tipo (ASM Handbook, 1988).

Figura 2 Forjamento de uma peça em matriz fechada



Fonte: ASM Handbook – Volume 14 Forming and Forging, 1988.

Forjamento em matrizes fechadas é considerado um processo caro, pois não é feito de uma só vez. Confeccionam-se várias cavidades em uma matriz, e a peça vai sendo forjada nessas cavidades até que atinja seu formato final. Desta forma, considera-se viável esse processo na fabricação de um grande número de peças.

3.1.3. Materiais para forjamento

No forjamento em matriz fechada, dois requisitos devem ser atendidos pelo material: primeiro a resistência do material deve ser baixa a fim de provocar pequenas pressões no ferramental, e, segundo, a forjabilidade do material deve ser boa o suficiente para não haver falha catastrófica quando conformado.

A Figura 3 mostra uma matriz onde pode-se verificar a combinação de resistência a deformação e a propriedade do material ser deformado sem falhar. Nesta matriz é possível verificar que os Aços ligados ao Carbono, ao Cromo-Níquel-Molibdênio e ao Manganês são os que possuem a melhor combinação de forjabilidade por pressão de forjamento.

Figura 3 Matriz de Forjabilidade x Pressão de forjamento.

		Pressão de forjamento →		
		Baixo	Moderado	Alto
Forjabilidade ↓	Bom	SAE 1030 SAE 4340 Aço ferramenta H11 Liga de Alumínio 6061	Aço inox 304 Ti-6Al-4V	Ligas de Molibdênio
	Moderado	Liga de Magnésio AZ80 Liga de Alumínio 7075	Aço inox A286 Aço inox 901 Liga Incoloy 901	Liga de Ni Waspaloy Ti-13V-11Cr-3Al
	Razoável	SAE 1130 Aços resulfurados	Aço inox 321 Aço inox PH15-7Mo	Liga de Ni René 41 Liga de Ni Hastelloy B

Fonte: Adaptado de ASM Handbook – Volume 14 Forming and Forging, 1988.

De acordo com o teor em peso de carbono, pode-se subdividir o aço-carbono em três grupos: aços de alto teor de carbono, aços de médio teor de carbono e aços de baixo teor de carbono.

Callister (2011) cita que os aços de alto teor de carbono, aqueles que possuem entre 0,60% e 1,4% em peso de carbono, são os aços que apresentam a maior dureza e conseqüentemente a maior resistência mecânica, entretanto são menos dúcteis. Os aços chamados de médio teor de carbono possuem concentrações entre 0,25% e 0,60% em peso de carbono, normalmente possuem boas características mecânicas quando aplicados na condição temperada e revenida. Por fim, os aços de baixo teor de carbono possuem em sua composição teores inferiores à 0,25% em peso de carbono, são aços com alta tenacidade e ductilidade e baixa resistência mecânica.

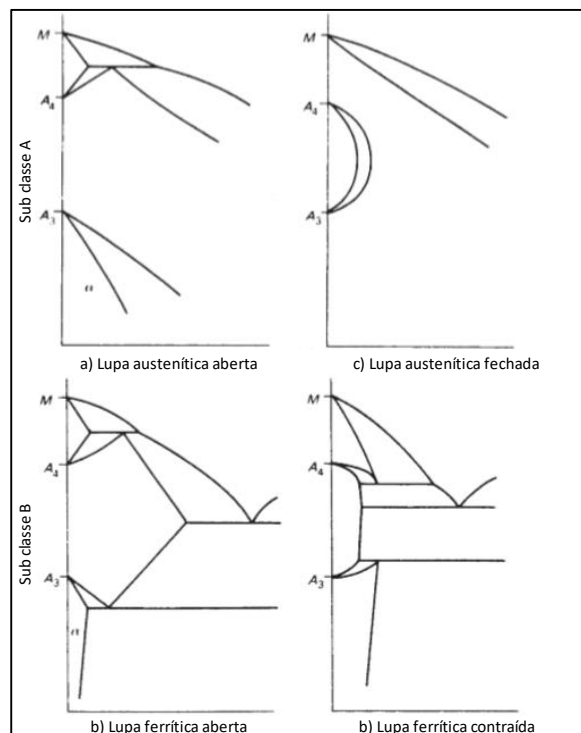
Pode-se dividir os aços ao carbono pelo percentual de elementos de liga, quando possuem menos de 8% em peso de elementos de liga chamam-se de aço com baixo teor de liga e aços com mais de 8% em peso de elementos de liga de aços com alto teor de liga. Entre os aços de baixo teor de liga encontram-se os aços Alta Resistência Baixa Liga ou ARBL (Chiaverini, 2005). Estes aços são conhecidos como Aços Microligados, no trabalho de Wright (1990) ele define como aços microligados aqueles que contêm pequenas concentrações de um ou mais fortes formadores de carbeto e nitretos. Onde cita o Vanádio, Nióbio e Titânio que se combinam ao Carbono e/ou ao Nitrogênio para formar uma fina dispersão de precipitados na matriz do aço.

3.1.1. Efeitos dos elementos de liga nos aços

Os elementos de liga agem na expansão ou contração da lupa austenítica do diagrama Fe-C. Quando expandem a lupa austenítica (aumentando a formação da austenita além de seus limites) o elemento é chamado de estabilizador da austenita, e quando agem na contração da lupa austenítica (diminuem a formação da austenita) eles são conhecidos por Estabilizadores da Ferrita (Bhadeshia, 1995).

O diagrama irá variar com maior ou menor grau de acordo com a estrutura eletrônica do elemento de liga adicionado ao equilíbrio Fe-C. Os elementos podem ser classificados basicamente em duas classes: 1 – Estabilizadores da Austenita onde se encontram elementos como o Carbono, Nitrogênio, Manganês, Níquel, Cobalto entre outros. Como pode ser visto na Figura 5a e Figura 5b esses microconstituintes do aço tem a capacidade de baixar as linhas A1 e A3 e aumentar a lupa austenítica facilitando a formação da austenita aumentando assim sua temperabilidade. 2 – Estabilizadores da Ferrita como o Silício, Alumínio, Fósforo, Titânio, Vanádio, etc., tem a capacidade de diminuir a lupa austenítica como pode ser vista na Figura 5c e Figura 5d que no caso de processos contendo resfriamento controlado são importantíssimos pois agem no ancoramento ao crescimento de grão.

Figura 5 Variação do formato do diagrama Fe-C de acordo com o efeito dos elementos de liga.



Fonte: adaptado de Bhadeshia, 1995.

Os trabalhos de Zener e Andrews são citados por Bhadeshia (1995) neles uma correlação termodinâmica é feita conforme equação (1).

$$\log_e \frac{c\alpha}{c\gamma} = \frac{\Delta H}{RT} + \log_e \beta \quad (1)$$

Onde:

ΔH : é a variação da entalpia do calor é absorvido por unidade de soluto dissolvido na fase austenita menos o calor absorvido por unidade de soluto dissolvido na fase ferrita;

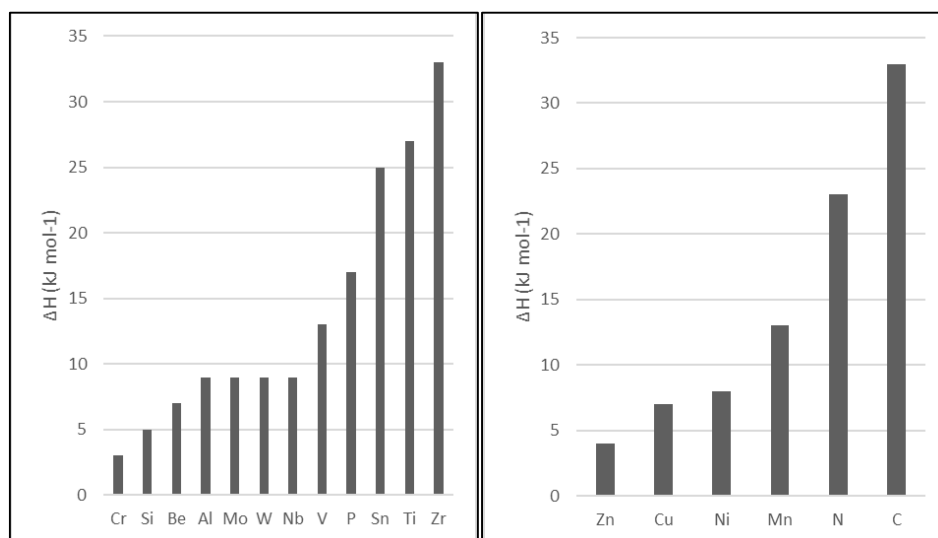
$c\alpha$: é a fração de elementos na fase ferrita;

$c\gamma$: é a fração de elementos na fase austenita;

β : é uma constante.

Para os elementos formadores de ferrita o ΔH é positivo enquanto para os elementos formadores de austenita o ΔH é negativo. Na Figura 6 tem-se um histograma que correlaciona a força relativa em termos de ΔH para cada alguns elementos de liga.

Figura 6 Força em ΔH (kJ mol^{-1}) de alguns elementos de liga na estabilização da ferrita e da austenita.



Fonte: adaptado de Bhadeshia, 1995.

Costa e Mei (2006) explicam os efeitos práticos da adição de elementos de liga, abaixo segue o efeito que alguns proporcionam:

Alumínio quando adicionado ao aço auxilia no endurecimento por solução sólida, auxilia na restrição do crescimento de grão e um elemento importante em aços nitretáveis.

O Molibdênio quando adicionado influencia na estabilização dos carbonetos, proporciona excelente resistência à corrosão e à oxidação, melhora as propriedades a altas temperaturas, aumento na resistência a tração, aumento da temperabilidade e melhora a resistência ao desgaste.

Cromo é um excelente formador de carbonetos e influencia negativamente no crescimento de grão. Destaque especial para o aumento da resistência a corrosão e a oxidação, bem como no aumento da resistência a altas temperaturas.

Cobalto auxilia na formação de carbonetos que conseqüentemente ajudarão no aumento da dureza a quente com o endurecimento da ferrita. Também colabora no aumento das resistências a tração, à corrosão e à erosão.

O elemento Titânio é um excelente elemento refinador de grãos e proporciona um grande aumento de resistência mecânica.

Vanádio eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita, ou seja, promove um refino de grão, aumenta a endurecibilidade, conseqüentemente aumenta a resistência mecânica, promove um aumento na tenacidade e temperabilidade além de colaborar na resistência à fadiga e à abrasão.

Níquel colabora no refino de grão e diminui a velocidade de transformação na estrutura do aço. Influência no aumento da resistência a tração e aumento da ductilidade.

O Manganês, quando adicionado ao aço tem a capacidade de aumentar a forjabilidade do aço e sua temperabilidade, estabiliza os carbonetos, ajuda a criar uma microestrutura dura e diminui a velocidade de resfriamento. Nos

aspectos mecânicos aumenta também a resistência ao impacto e o limite elástico (Bhadeshia, 1995). Um aço carbono alto manganês amplamente utilizado é o SAE 1524H, normalmente empregado para fabricação de eixos que necessitam de boa resistência mecânica e elevada soldabilidade. (Villares Metals, 2018).

3.1.2. Aços Microligados – ARBL

A partir dos anos 1960 houve o desenvolvimento de aços que possuem alta resistência mecânica e tenacidade com a adição de pequenas frações de Vanádio, Titânio e Nióbio, chamados de aços microligados ou aços de Alta Resistência e Baixa Liga - ARBL. Foram desenvolvidos principalmente para as tubulações que atravessam o Alaska, nos Estados Unidos da América. A principal vantagem deste tipo de material é a obtenção das propriedades mecânicas necessárias sem a necessidade de novos tratamentos térmicos após conformação a quente, ou seja, reduzem-se processos produtivos e consumo energético. WRIGHT (1990).

É possível separar os aços microligados para forjamento em três gerações:

- Primeira geração: Sua microestrutura é formada principalmente de ferrita e perlita onde são alcançadas tensão de escoamento superiores a 540 MPa e resistência máxima acima de 760 MPa (Chernenkoff, 1997). A temperatura ambiente, o ensaio de impacto Charpy tipicamente alcança entre 7 e 14 J de energia absorvida que pode ser considerada baixa para os padrões de aços tratados.
- Segunda geração: A partir dos anos 80 começou o desenvolvimento de aços com porcentagens de carbono entre 0,1 e 0,3% em peso. Sua microestrutura é caracterizada por estrutura ferrítica-perlítica ou ferrita acicular. Sua principal diferença quando se compara com a primeira geração de aços é a adição de titânio que possibilitou melhora na resistência ao impacto obtida pela redução do tamanho de grão.

- Terceira geração: Teve seu início nos Estados Unidos em 1989. Conseguiu-se aumento da resistência dos materiais a baixa temperatura e duplicou-se a tensão do escoamento em relação à segunda geração. Diferente das outras gerações, estes aços passam pelo processo de têmpera direta onde a peça após o processo de forjamento é resfriada bruscamente, onde formam-se estruturas martensíticas uniformes e com propriedades mecânicas com menor dispersão. Estes aços possuem pequena adição de nióbio suficiente para exceder o limite de solubilização quando na temperatura de forjamento. O nióbio não dissolvido retarda o processo de recristalização e também o crescimento do tamanho de grão austenítico.

Algumas considerações podem ser feitas sobre os aços da primeira e segunda geração: a estrutura perlítica-ferrítica tem sua dureza e resistência associada fortemente à taxa de resfriamento, ou seja, as condições geométricas do componente podem gerar grande dificuldade para o atingimento das propriedades mecânicas. Pode-se citar também que dependendo do controle que há no processo de resfriamento, peças do começo do processo de forjamento podem esfriar mais rápido que as peças do meio ou do final da produção. Com isto geram-se diferenças na qualidade do produto criando a necessidade de maiores controles de processo e qualidade.

Os aços ARBL podem ser separados, basicamente, em seis grupos (ASM, 2001):

- Aços microligados ferrítico-perlítico: geralmente contém quantidades pequenas de ligantes (<0,1%) onde o endurecimento se dá pela precipitação de carbonetos ou carbonitreto pela adição de nióbio, vanádio e titânio.

- Aços microligados com ferrita acicular - bainita com baixo carbono: aços com baixo carbono (<0,5%), porém que possuem altas tensões de escoamento (na ordem de 690 MPa), soldabilidade, capacidade de conformação e boa resistência.

- Aços microligados com duas fases: aços que possuem uma matriz ferrítica com estruturas de martensita que promovem uma boa combinação entre ductibilidade e alta resistência.

- Aços microligados perlíticos: aços C-Mn que podem conter adição em pequenas quantidades de nióbio, vanádio e titânio.

- Aços microligados resistentes ao intemperismo: contém pequenas quantidades de ligantes, nióbio, vanádio, titânio, fósforo e o cobre. Promovem a resistência à corrosão atmosférica e também o endurecimento por precipitação sólida.

- Aços microligados com inclusões com controle de forma: aços que provem ductibilidade pela adição de cálcio, zircônio e/ou titânio ou até adição de terras raras para que as inclusões de sulfetos se transformem de uma forma alongada para esférica globular distribuída.

3.2. MECANISMOS DE ENDURECIMENTO E PROPRIEDADES MECÂNICAS

Segundo Dieter (1981) existem basicamente cinco mecanismos de endurecimento em metais:

- i) Endurecimento por solução sólida;
- ii) Endurecimento por refino de grão;
- iii) Endurecimento por encruamento;
- iv) Endurecimento por precipitação;
- v) Endurecimento por transformações de fase.

Em todos os cinco mecanismos os elementos microligantes exercem boa participação na melhoria das propriedades mecânicas tais como: aumento da dureza, aumento da resistência mecânica, aumento da tensão de escoamento, aumento da resistência ao impacto, etc.

3.2.1. Endurecimento por solução sólida

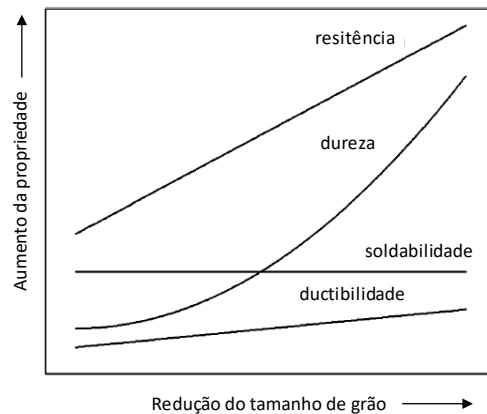
Gorni (2009) salienta que o endurecimento por solução sólida é obtido pela presença de átomos de elementos de liga solubilizados no reticulado do elemento solvente, como por exemplo o ferro. Com exceção do fósforo, todos os demais elementos ligantes provocam dilatação no reticulado. Callister (2011), mostra que este mecanismo de endurecimento pode se apresentar de duas formas: solução sólida substitucional ou solução sólida intersticial.

Dieter (1981) explica que, se os átomos de soluto e solvente são similares em tamanho, os átomos de soluto vão ocupar parte da rede cristalina do átomo solvente, dando origem à solução substitucional. E quando os átomos de soluto são menores que os átomos de solvente, estes ocuparão as posições intersticiais na rede cristalina do solvente. Estas interações do campo de deformação da rede cristalina entre as discordâncias e estes átomos de impureza restringem o movimento das discordâncias, aumentando o endurecimento da liga.

3.2.2. Endurecimento por refino de grão

Em um material cristalino, os limites entre os grãos são regiões alta energia interfacial. Conhecidas como contorno de grão, podem ser de baixo ou alto ângulo, dependendo da orientação cristalográfica existente entre os grãos. Estes contornos de grão de alto ângulo são os de mais alta energia de superfície. Este fator faz com que nestas regiões se propiciem as reações no estado sólido, como a difusão, transformação de fase e reações por precipitação. O tamanho de grão e, por consequência, a quantidade de contornos de grãos, influencia diretamente nas propriedades mecânicas do material analisado. A Figura 7 mostra a influência da variação da granulação em um material, onde quanto mais refinada tende a apresentar maior dureza e ser mais resistente mecanicamente do que um material que apresenta granulação grosseira, em função da maior área total de contornos de grão que dificulta o movimento das discordâncias (GLADMAN, 1996).

Figura 7 Variação das propriedades mecânicas de acordo com o tamanho de grão.



Fonte: adaptado de GLADMAN, 1996

Este é o mecanismo de endurecimento mais importante nos aços microligados para se definir os processos metalúrgicos, pois é a única forma capaz de aumentar resistência aos esforços mecânicos e tenacidade de maneira simultânea. Uma importante equação formulada por Hall-Petch, mostra que a tensão de escoamento é inversamente proporcional a raiz quadrada do diâmetro do grão conforme (2) SKOBIR, 2011:

$$\sigma_e = \sigma_0 + K_Y d^{-1/2}$$

(2)

Onde:

σ_e = Tensão escoamento

σ_0 = Tensão interna do material

K_Y = Resistência ao movimento das discordâncias devido ao contorno de grão

d = Diâmetro do grão

Ajustes nas taxas de solidificação a partir da fase líquida do ferro gusa, adições de elementos como alumínio e nióbio, por exemplo, que agem como controladores de tamanho de grão ou com algum tipo de deformação plástica com um tratamento térmico adequado são formas de controlar o tamanho do grão (CALLISTER, 2011)

3.2.3. Endurecimento por encruamento

O encruamento ou também conhecido como endurecimento por trabalho a frio, segundo Dieter (1981), tem como uma de suas definições: o aumento da tensão necessária para produzir deslizamento de planos devido à deformação plástica prévia do material, ou seja, é um processo ao qual um material dúctil endurece e adquire maior resistência mecânica quando submetido a uma deformação plástica. Callister (2011) diz que a maioria dos metais encrua a temperatura ambiente, e há a formação de novas discordâncias, quando estes são deformados a frio, que interagem entre si e atuam como verdadeiras barreiras ao movimento das demais, assim se cria o mecanismo de endurecimento. Os efeitos deste encruamento podem ser removidos mediante a tratamento térmico de recozimento.

3.2.4. Endurecimento por precipitação

A precipitação de partículas de segunda fase pode ser capaz de incrementar as propriedades mecânicas de um metal. Isso porque quanto mais finos e uniformemente distribuídos forem os precipitados, maior será o incremento nas propriedades mecânicas do metal base. Estas características ocorrem através de transformações de fases após a realização de tratamentos térmicos apropriados (CALLISTER, 2011).

Para que uma liga endureça por precipitação, o seu diagrama de fases deve apresentar, obrigatoriamente, limite de solubilidade elevado do elemento soluto no elemento solvente. Por este motivo a composição química e o tempo de exposição à determinada temperatura são fundamentais para se avaliar a dissolução dos elementos microligantes e o seu comportamento final. (MILITZER, ET. AL 1998),

Segundo Callister (2011) para que o endurecimento por precipitação aconteça, a liga deve ser obrigatoriamente beneficiada por algum tratamento térmico sejam eles: de solubilização, precipitação ou envelhecimento. No

processo de solubilização, o metal é aquecido a uma temperatura superior a temperatura de austenitização, para que o soluto seja dissolvido na rede cristalina do metal base, desta maneira é formada uma solução sólida monofásica. Após isto é realizado um resfriamento rápido, geralmente até a temperatura ambiente, onde é obtida uma estrutura homogênea. Quanto menor o teor de elementos de liga na composição do aço, maior serão os controles em tempo e temperatura durante a austenitização para que seja gerada uma estrutura homogênea.

O método de endurecimento mais comum aos aços microligados é o causado por precipitação, ocorre com a formação de partículas extremamente finas que se precipitam na ferrita durante o resfriamento lento desses aços após laminação a quente ou tratamento térmico. O material endurecerá mais ou menos de acordo com as características das partículas precipitadas, tais como resistência mecânica, estrutura, espaçamento, tamanho, formato e distribuição.

Para Callister (2011), a ordem desses procedimentos de endurecimento é fundamental para atingir as propriedades requeridas. Normalmente a liga é tratada termicamente por solubilização e então temperada. Na sequência tem-se um trabalho a frio e, finalmente, ocorre o tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Nesta última etapa, uma pequena perda de resistência mecânica devido à recristalização é verificada, e a possibilidade do surgimento de trincas devido à redução na ductilidade que acompanha o processo de endurecimento por precipitação pode acontecer. Um limitante das ligas submetidas a este processo de endurecimento é a sua temperatura máxima de serviço que não deve ultrapassar as temperaturas nas quais ocorreram o envelhecimento.

3.2.5. Endurecimento por transformação de fase

Militzer, et. al (1998) afirma que o endurecimento por transformação de fase está associado pura e simplesmente à transformação da austenita, no resfriamento, para outras fases mais estáveis a temperaturas mais baixas. Este

fenômeno ocorre mediante a utilização de tratamentos térmicos específicos. As propriedades alcançadas após a transformação de fase nos aços dependem diretamente das temperaturas em que ocorrem, o que resultará em diferentes microestruturas.

A dureza está ligada diretamente ao tamanho de grão formado na microestrutura. Um material de granulação fina apresenta uma maior dureza e uma maior resistência mecânica do que um material de granulação grosseira, em função da maior área total de contornos de grãos, o que dificulta o movimento das discordâncias. Quando o tratamento térmico é realizado, é possível controlar o tamanho de grão da microestrutura, onde este, quando aquecido a elevadas temperaturas cresce, e quando resfriado rapidamente, tem seu tamanho diminuído (CALLISTER, 2011).

Callister (2011) afirma que, para aços-carbonos ligados e microligados, transformações de fase através de tratamentos térmicos de têmpera, composta pelas etapas de austenitização e resfriamento, possibilitam a obtenção de microestruturas e propriedades mecânicas mais resistentes.

3.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS

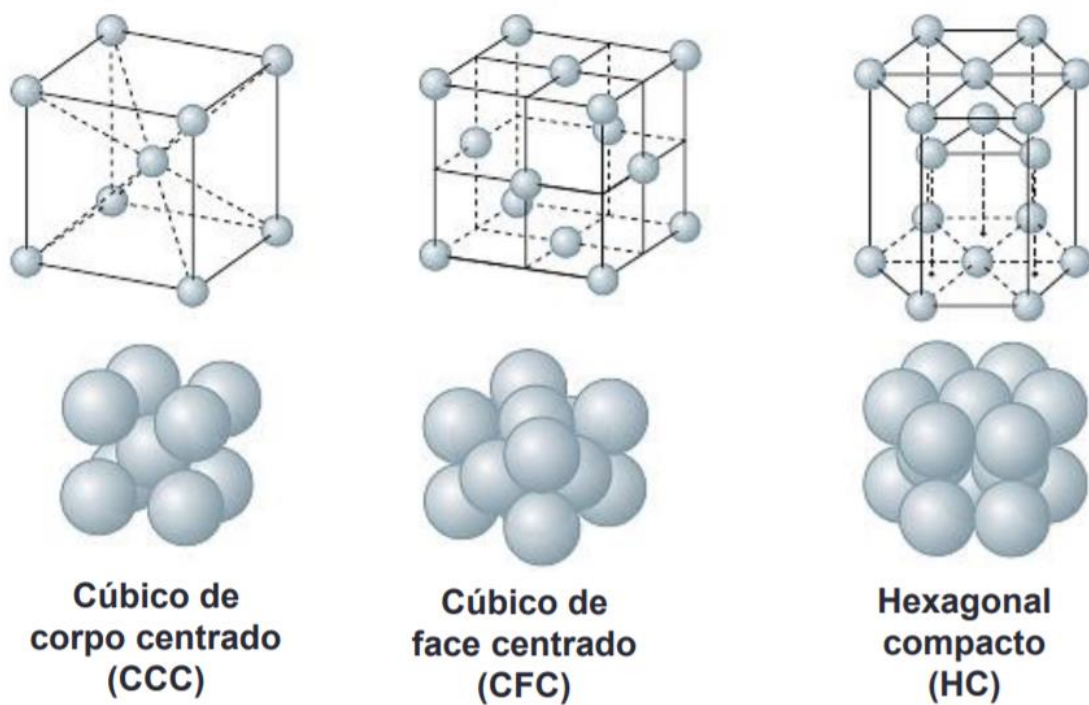
Chiaverini (2012) afirma que, o tratamento térmico tem como objetivo alterar as propriedades ou conferir características determinadas aos aços, sob as condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento, quando submetidos ao conjunto de operações de aquecimento.

Segundo Callister (2011) à temperatura ambiente o Ferro puro possui forma estável chamada Ferrita que possui estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado (CCC) conforme Figura 9b. Entretanto a Ferrita ao ser aquecida acima de 912°C sofre alteração e passa a ser chamada de Austenita e a sua estrutura cristalina torna-se Cúbica de Face Centrada (CFC) conforme Figura 9a. O mesmo acontece para a Liga de Aço a qual dependendo do teor de Carbono em solução as temperaturas para formação da Ferrita – neste caso não mais pura – e a formação da Austenita sofrem alterações.

Os tratamentos térmicos modificam as estruturas dos aços e, conseqüentemente, alteram as suas propriedades. Conforme a austenita se transforma, segundo o tipo, a velocidade e as condições de resfriamentos adotados, cada uma das estruturas obtidas apresenta suas características próprias, que se transferem aos aços, conforme a estrutura ou combinação de estrutura presente (Callister, 2011).

A temperatura, taxa de aquecimento e resfriamento, tempo de permanência em uma determinada temperatura são os fatores determinantes nos diferentes tratamentos térmicos (ASM Handbook, 1988).

Figura 8 Estruturas cristalinas Fe-C.



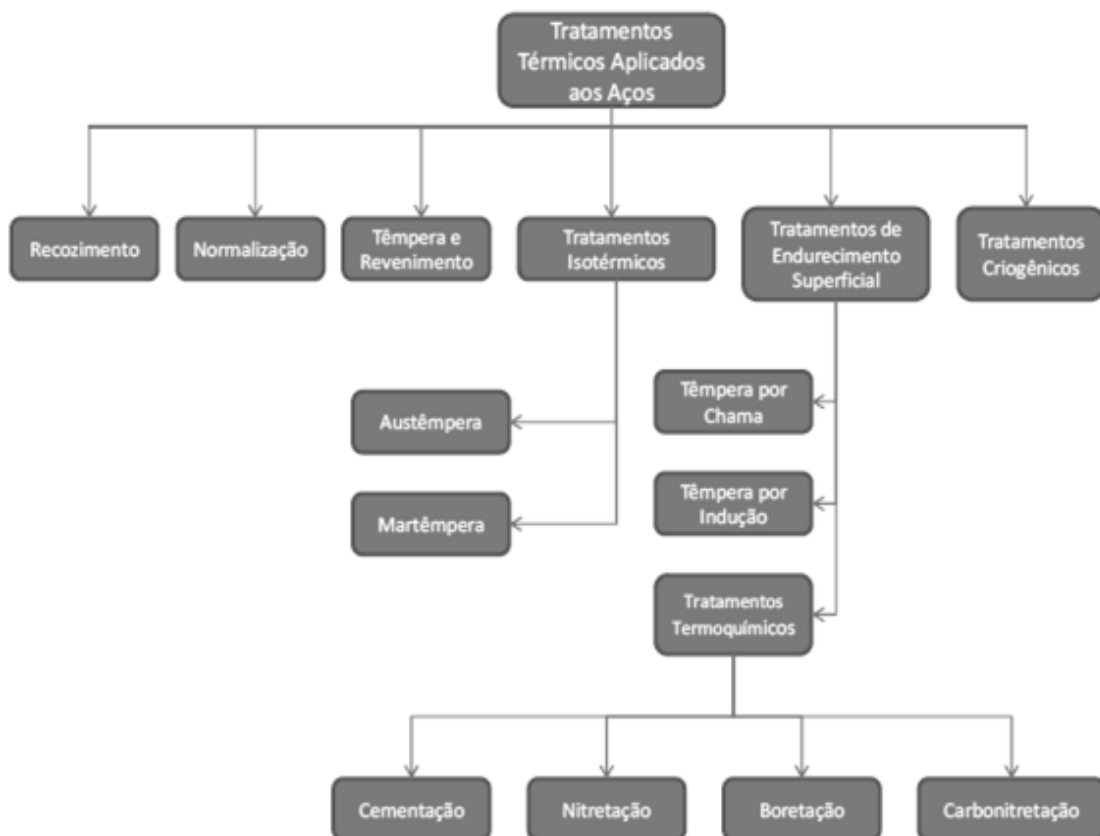
Fonte: Callister, 2011.

Praticamente todos os aços carbono, após a operação de forjamento ou laminação, necessitam de tratamento térmico antes de serem colocados em serviço. Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são:

- Remoção de tensões (oriundas de resfriamento, trabalho mecânico ou outras causas);
- Aumento ou diminuição de dureza;
- Melhora de ductilidade;
- Melhora da resistência ao desgaste, à corrosão e ao calor;
- Melhora das propriedades de corte e da usinabilidade;
- Modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

Um mapeamento dos tratamentos térmicos e termoquímicos pode ser visto na Figura 9.

Figura 9 Fluxograma dos principais tratamentos térmicos aplicados aos aços.



Fonte: Castro, 2014.

3.3.1. Transformações de fase em tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos podem modificar o número de fases, a natureza da fase e a microestrutura desta fase.

As transformações de fase podem envolver difusão, onde não haverá alteração no número nem na composição das fases presentes, aquelas que dependem da difusão para que haja alteração na composição das fases e aquelas que não dependem da difusão as quais resultam em uma fase metaestável conhecida como martensita.

Transformações em estado sólido que mostram comportamento cinético, a função da transformação, segundo a equação (3) descrita por Avrami, é uma função do tempo Figura 10.

$$y = 1 - \exp(-kt^n) \tag{3}$$

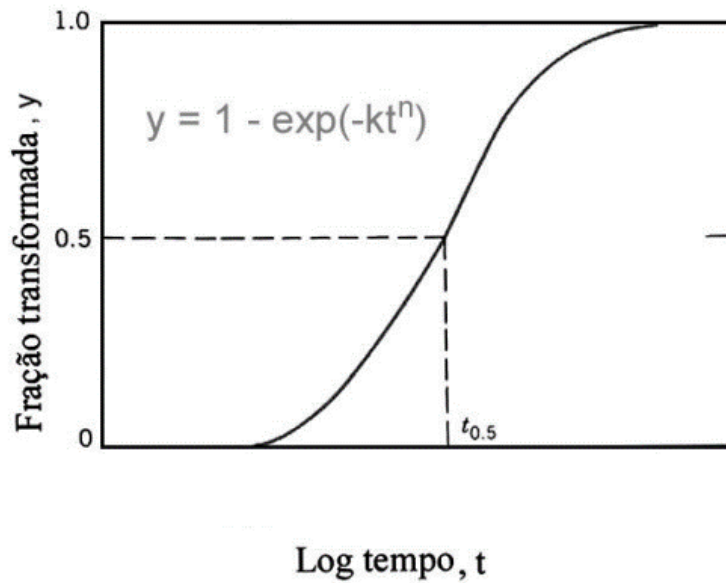
Onde:

y = Fração de transformação

k = Constante

t = Tempo

Figura 10 Transformação em função do tempo segundo a equação de Avrami.



Fonte: Callister, 2011.

Callister (2011) também mostra que por convenção a taxa de transformação “ r ” é tomada como sendo o inverso do tempo necessário para que a transformação prossiga até a metade da sua conclusão “ $t_{0,5}$ ” conforme (4).

$$r = \frac{1}{t_{0,5}} \quad (4)$$

Por fim, a temperatura é uma variável de controle que irá influenciar profundamente a cinética e a taxa de transformação, que pode ser explicitada na equação (5) e Figura 11.

$$r = Ae^{-Q/RT} \quad (5)$$

Onde:

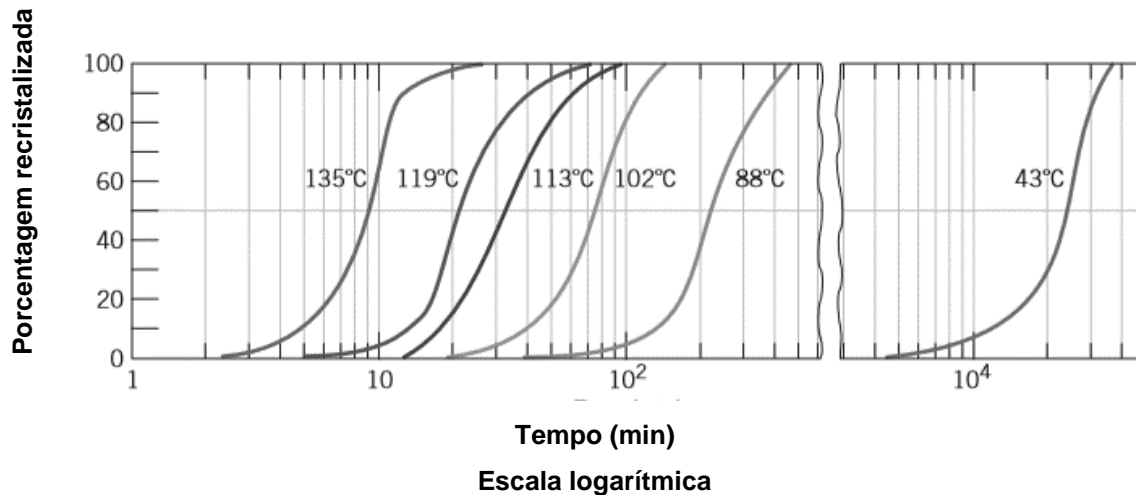
R = Constante dos gases;

T = Temperatura absoluta;

A = constante independente da temperatura;

Q = energia de ativação específica para a reação em questão.

Figura 11 Porcentagem recristalizada em função do tempo e a temperatura constante.



Fonte: Callister, 2011.

Em geral, as transformações de fases em ligas metálicas podem ser executadas variando basicamente temperatura e tempo. Uma limitação dos diagramas de fase, como o da Figura 5 por exemplo, é a impossibilidade de se determinar o tempo necessário para que se atinja o equilíbrio e também não é possível estimar a taxa de transformação obtida a qualquer tempo (Callister, 2011).

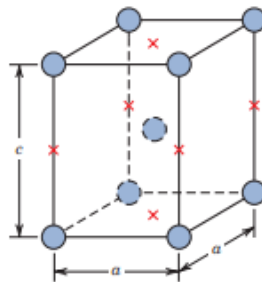
As mudanças de fases que ocorrem durante o resfriamento em condições de equilíbrio, as transformações são deslocadas para temperaturas mais baixas do que aquelas indicadas pelo diagrama de fases, fenômeno chamado de super-resfriamento. Já quando ocorrem durante o aquecimento, as transformações são deslocadas para temperaturas mais elevadas, conhecidas como sobreaquecimento.

3.3.2. Tratamento com transformação adifusional - Têmpera

Têmpera é um processo de tratamento térmico de aços que tem por objetivo a formação de microestrutura conhecida como Martensita, esta microestrutura possui alta dureza e conseqüentemente proporciona um aumento significativo na resistência.

Segundo Callister (2011) uma característica em especial difere a têmpera de outros processos de tratamento térmico é a transformação adifusional, ou seja, a transformação ocorre por cisalhamento da austenita com estrutura cristalina CFC para a estrutura Tetragonal de Corpo Centrado (TCC) conforme Figura 12.

Figura 12 Estrutura cristalina Tetragonal de Corpo Centrado – TCC.



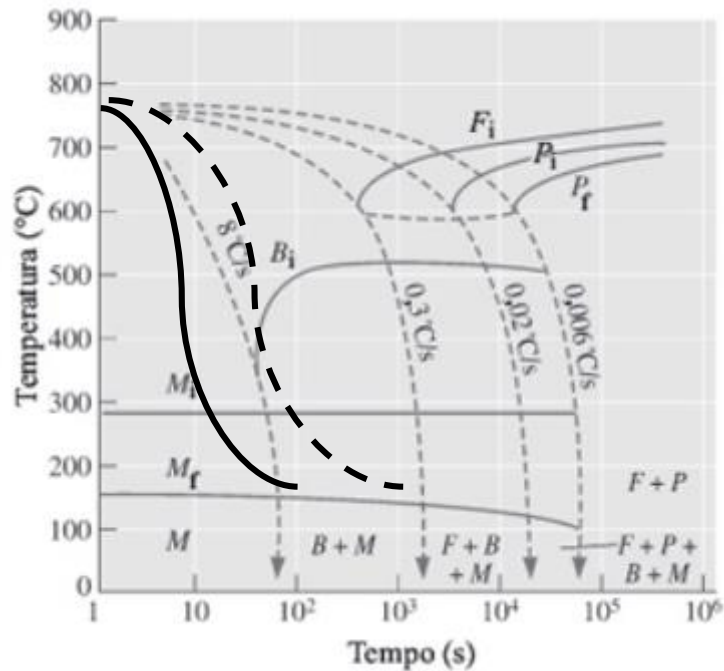
Fonte: Callister, 2011.

Bortoleto (2010) detalha que a têmpera requer o aquecimento do material até que se obtenha uma homogeneidade nos valores das temperaturas, superficial e de núcleo, acima da temperatura de austenitização, sendo que esta depende da composição do aço. Esse processo é comumente chamado de encharque onde toda a microestrutura do componente torna-se austenítica. Após isso é realizado um resfriamento brusco, esse processo tem o objetivo de formar a maior fração possível de martensita e evitar a formação dos produtos da transformação da austenita, como ferrita e perlita.

Utilizando do diagrama de Resfriamento Contínuo (CCT) do aço SAE 4340, na Figura 13 pode-se entender como acontece o processo de têmpera.

Onde a linha em cheia representa a taxa de resfriamento na superfície do componente e a linha em tracejada representa a taxa de resfriamento no núcleo.

Figura 13 Diagrama CCT para um aço 4340.



Fonte: Cengage Learning 2014.

3.3.2.1. Têmpera direta

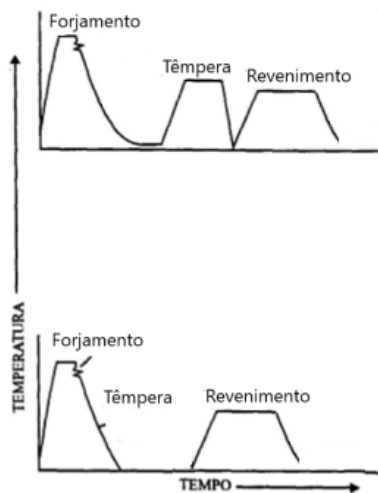
Segundo de Almeida et al a têmpera direta, a qual consiste no controle do resfriamento do material, após o forjamento a quente, para a obtenção de microestrutura martensítica, sem a necessidade de reaustenitização. Este processo traz como vantagens a redução do *lead time* e da energia dispendida com a austenitização do material quando da utilização da têmpera convencional.

No tratamento de têmpera e revenimento, a composição e tamanho de grão da austenita, a qual desempenha importante papel na determinação das propriedades finais da martensita, são controlados pela temperatura de austenitização. No caso da têmpera direta, o controle do tamanho de grão

austenítico dependerá do grau de recristalização da estrutura, que por sua vez é influenciado pelo grau de deformação e temperatura de forjamento.

Na Figura 14 pode ser visto a diferença do processo de têmpera convencional onde há três etapas de aquecimento desde a matéria prima: 1° para o forjamento, 2° para a austenização e 3° para o revenimento. No processo de têmpera direta essas etapas são reduzidas a duas, o aquecimento para forjamento e o reaquecimento para revenimento.

Figura 14 Diagrama do processo de têmpera com reaquecimento x têmpera direta após forjamento a quente.

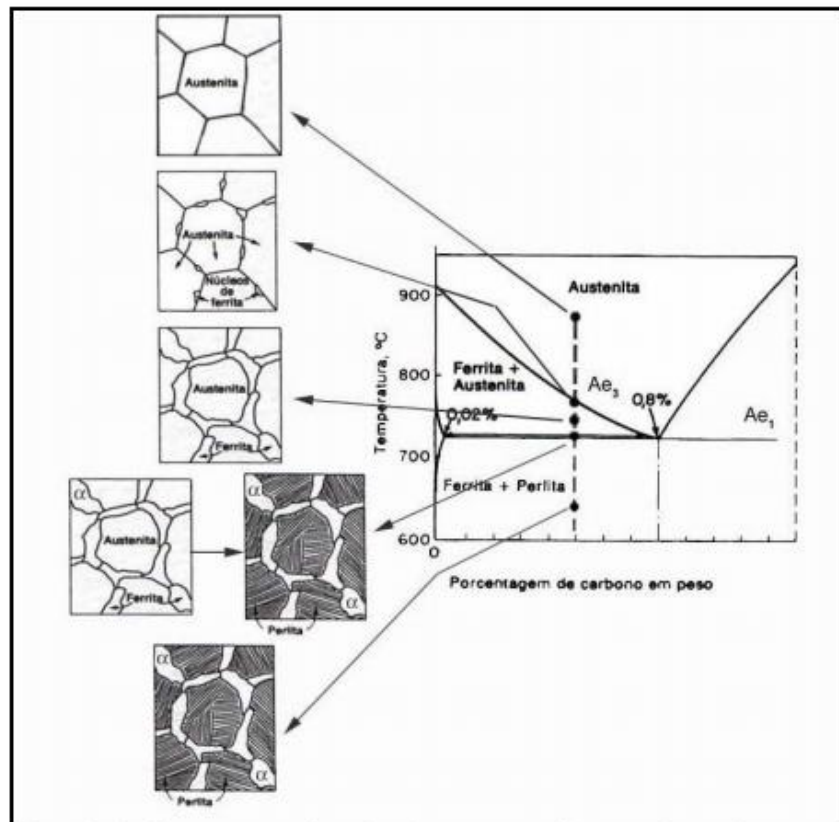


Fonte: Adaptado de Silvério, 2008.

3.3.3. Transformação da austenita

Resfriando-se o aço lentamente a partir do campo austenítico, haverá duas fases a temperatura ambiente, ferrita e cementita (ou a perlita) como pode ser visto na Figura 15. Porém, no caso de um resfriamento brusco a partir do campo austenítico, isto é, fora das condições de equilíbrio, surgirão fases metaestáveis como a martensita, por exemplo.

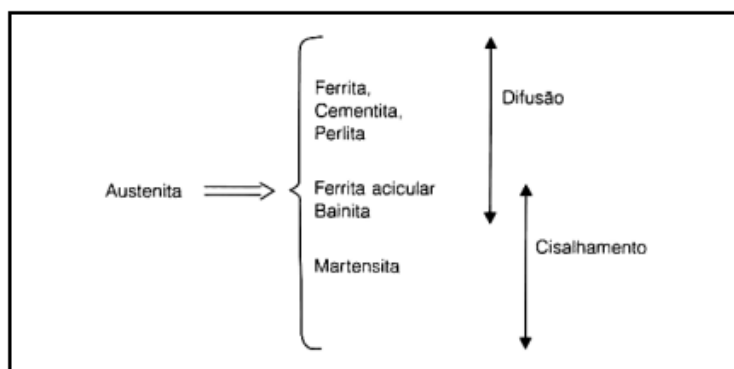
Figura 15 Transformação da Austenita - Aço Hipoeutetóide



Fonte: Mei, 2006.

O primeiro caso acontece por difusão, que é um processo lento, envolve movimentação e rearranjo dos átomos para a formação de uma nova fase, já o segundo caso, ocorre por cisalhamento, processo que acontece instantaneamente e envolve deformação da rede cristalina. Na Figura 16 tem-se as diferentes fases formadas a partir da Austenita por processos que envolvem difusão e por cisalhamento da estrutura cristalina.

Figura 16 Transformação da austenita.



Fonte: Mei, 2006.

3.3.3.1. Transformação da austenita em ferrita

Bhadeshia (1992) destaca que Dubé e Aaronson classificaram em quatro as morfologias que pode ser encontrada a Ferrita quando proveniente da transformação da austenita:

- Alotriomórficas: tipo de ferrita que se nucleia de forma heterogênea nos contornos de grão da austenita;

- Idiomórficas: possui forma equiaxial e se nucleia junto a inclusões não metálicas de Nitreto de Vanádio (VN), Sulfeto de Manganês (MnS) e também com Óxido de Titânio (TiO);

- Ferritas de Widmanstätten: encontradas em forma de agulhas ou placas pode ser dividida em duas famílias, as primárias que se nucleiam a partir dos contornos de grão da austenita para o centro do grão e as secundárias que crescem a partir das ferritas alotriomórficas formadas nos contornos de grão austeníticos;

- Aciculares: encontradas também no formato de agulhas ou placas, surgem totalmente a partir de inclusões não metálicas em temperaturas levemente acima a de formação das Bainitas superiores.

3.3.3.2. Transformação da austenita em perlita

A formação da ferrita, cementita e perlita é controlada por processos difusionais, estes processos definem dois importantes aspectos:

- 1- Se definem a morfologia, tamanho e fração volumétrica destas fases. Isto irá representar muito nas propriedades físicas e mecânicas que resultam dos tratamentos em que estas fases são o produto final;
- 2- Nos casos em que estas transformações difusionais que conduzem à formação das fases de equilíbrio não ocorrem, existe a possibilidade de formação de fases não previstas pelo equilíbrio, formadas por mecanismos distintos da nucleação e crescimento difusionais. Estas fases são a base da obtenção das propriedades dos aços empregados em construção mecânica.

Existem na formação da perlita duas características importantes associadas à nucleação e crescimento. Primeiro quando há nucleação mais intensa, o tamanho final das colônias de perlita será menor. Em segundo lugar o espaçamento lamelar da perlita se ajusta de modo a otimizar as condições de crescimento, ou seja, no caso de temperaturas mais baixas, com muita força motriz para a transformação, é conveniente ter uma distância pequena de difusão, mesmo aumentando a quantidade de área interfacial na perlita. Por outro lado, a temperaturas mais próximas da temperatura eutetóide, onde há alta mobilidade do carbono por difusão, o espaçamento entre as lamelas tenderá a ser maior, economizando energia interfacial (COLPAERT, 2008).

Para a transformação da austenita do aço eutetóide, no intervalo de temperaturas entre A1 e 650°C, a espessura das lamelas nas colônias estará entre a 0,5 à 1µm. Neste caso a colônia terá aspecto bifásico – formado por ferrita e perlita grossa - e é bem visível no microscópio ótico de aumento médio, aproximadamente 200x. Na faixa de temperaturas entre 650 a 600°C, a distância entre as partículas é de 0,4 - 0,2 µm e a constituição bifásica da colônia – formada por ferrita e perlita fina - é revelada apenas com grandes aumentos no microscópio ótico – entre 500x e 1000x de aumento. Já no intervalo de temperatura entre 600 e 500°C resulta em uma mistura eutetóide muito fina, com

espessura das lamelas de aproximadamente 0,1 μm . A constituição bifásica deste eutetóide antigamente era chamada de troostita, mas hoje é conhecida como uma perlita muito fina e é somente revelada com microscópio eletrônico (REBECHI, 2011).

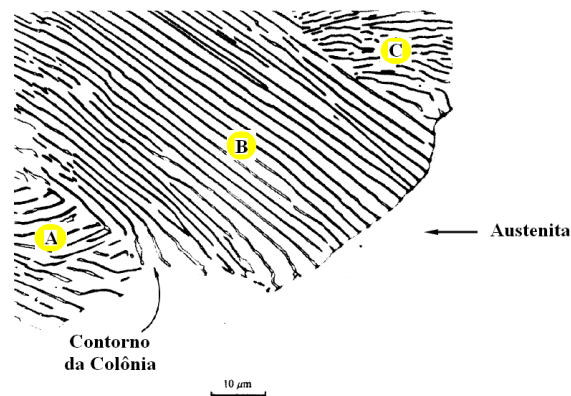
Com resfriamento contínuo as estruturas citadas do aço ao carbono eutetóide se formam nas seguintes condições:

- Perlita grossa com resfriamento do aço a partir do estado austenítico, juntamente com o forno, à velocidade de alguns graus por minuto (NOVIKOV, 1994);
- Perlita fina no resfriamento ao ar, com velocidade de resfriamento de algumas dezenas de graus por minuto, e inclusive em resfriamento em óleo com velocidade de resfriamento de algumas dezenas de graus por segundo. No aço com 0,77% de C as durezas de perlita, e perlita fina são iguais, aproximadamente, a 170 - 230 HB e 230 - 330 HB respectivamente (NOVIKOV, 1994).

A perlita cresce em núcleos, os quais contêm uma ou mais colônias, conforme mostra a Figura 17. Uma colônia é constituída de lamelas alternadas de ferrita e cementita, e o contorno da colônia corresponde à mudança de direção cristalográfica das lamelas (COSTA e MEI, 2006).

O processo de formação da perlita envolve 2 etapas: difusão de carbono - concentrado na cementita e mudança cristalográfica.

Figura 17 Perlita em aço eutetóide. Nódulo com três colônias distintas (A, B e C).



Fonte: PORTER e EASTERLING, 1996.

3.3.3.3. Transformação da austenita em bainita

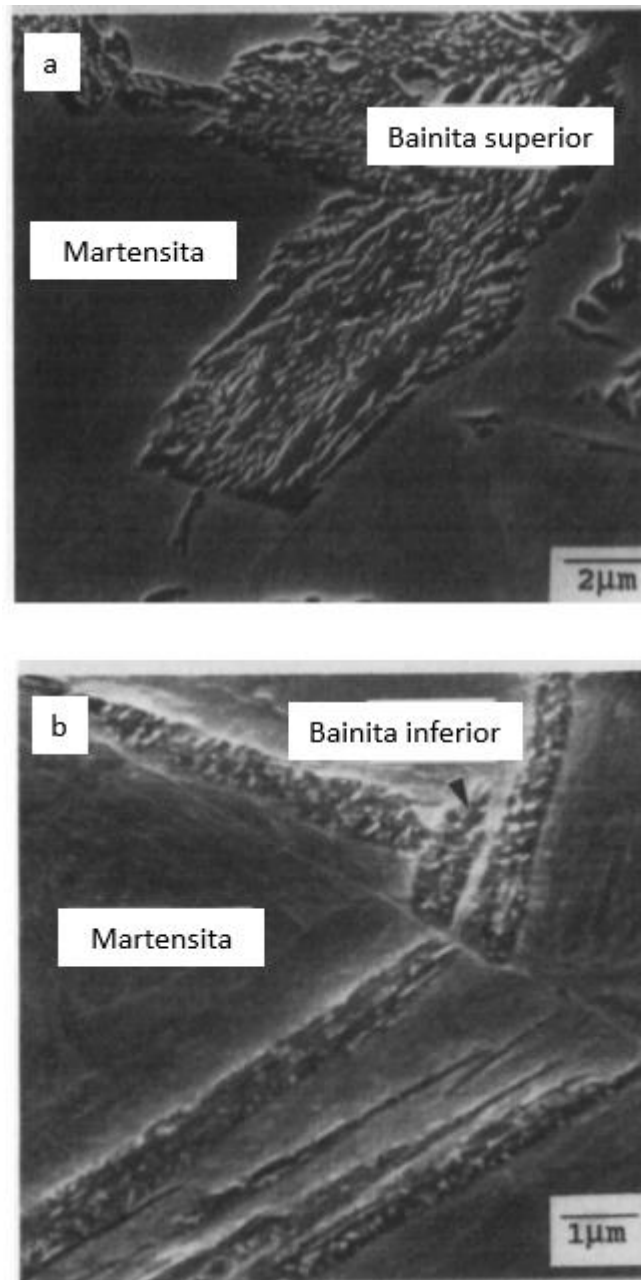
Bhadeshia (1992) define a Bainita como um constituinte dos aços que é formada pela transformação da austenita dentro de uma certa faixa de temperatura, entre o campo de formação da martensita e formação de ferrita e perlita. A bainita é uma mistura das fases ferrita e cementita, onde é dependente da partição controlada por difusão de carbono entre a ferrita e a cementita. Ao contrário da perlita, a ferrita e a cementita estão presentes em arranjos não lamelares com morfologia acicular, e suas características estão diretamente relacionadas a composição da liga e da temperatura de transformação. O termo bainita foi empregado em homenagem ao metalurgista Edgar C. Bain (BORGENTAM et al, 2009).

A transformação bainítica nos aços ao carbono ocorre com um rápido resfriamento para temperaturas abaixo do cotovelo da curva TTT e mantido nessa temperatura acima do início da formação da martensita. Ela é também denominada transformação intermediária – entre a perlítica e a martensítica. A cinética dessa transformação, bem como a estrutura obtida, possui traços da cinética e da estrutura que ocorrem nas transformações perlíticas com difusão e martensítica sem difusão (REBECHI 2011 apud NOVIKOV, 1994).

Existem duas morfologias principais em que pode-se classificar a bainita: Superior – com aspecto de ripas como pode ser visto na Figura 18a - que é

formada a temperaturas logo abaixo daquela para formação da perlita, e a Inferior – com forma acicular bastante parecida com a martensita abaixo na Figura 18b - que se forma a menores temperaturas próximas ao início da formação da martensita segundo KRAUSS (2005). A transformação bainítica não é tão rápida quanto a transformação martensítica. As taxas de nucleação e crescimento são controladas pela difusão do carbono (DURAND-CHARRE, 2004).

Figura 18 Morfologia típica de uma bainita superior e bainita inferior



Fonte: Adaptado de Johnson et al., 1993.

3.3.4. Resfriamento Controlado imediatamente após forjamento a quente

O resfriamento controlado a partir da temperatura de conformação a quente (ou 'a partir do calor de forjamento', para forjados), é um processo estável que garante propriedades mecânicas definidas sem tratamento térmico adicional (Diehl apud Yamakami, 2015).

O resfriamento controlado é um compromisso entre aspectos técnicos e econômicos e o objetivo normalmente depende do tipo de aço.

Segundo Yamakami (2005), após o processo de forjamento a quente, para materiais microligados o resfriamento controlado do material pode fornecer uma taxa de resfriamento que seja adequada para que aconteçam as transformações microestruturais desejadas e, desta forma, a obtenção das propriedades exigidas. Diehl (2015) testa o resfriamento controlado após forjamento a quente para eliminar o processo de normalização em forno de aço ao carbono e obtém bons resultados. Assim, o tratamento térmico de normalização, por exemplo, após o forjamento não seria mais necessário, recomendado para melhorar a usinabilidade do material, isso favoreceria uma diminuição significativa no consumo de energia gasto com esse tratamento e o tempo total do processo produtivo.

Ghosh (2003) observa que as peças forjadas em aços microligados num tratamento termomecânico controlado podem apresentar propriedades mecânicas melhores que as obtidas por um forjamento convencional. A melhoria das propriedades mecânicas se deve às mudanças microestruturais adequadas que se conseguem com esses tratamentos.

Um fator muito importante no resfriamento controlado é a velocidade em que ele é realizado. Isto impactará diretamente na microestrutura do aço e, por consequência, nas propriedades finais dele. Por meio da variação da velocidade de resfriamento, pode-se obter diferentes fases e diferentes proporções destas no aço. Entretanto, é importante frisar que a obtenção dessas fases não depende apenas da velocidade de resfriamento, mas também das dimensões das peças e da composição do aço (chiaverini, 2012).

A maior vantagem observada, no entanto, com a aplicação do resfriamento controlado, além da eliminação do tratamento térmico, é tornar mais flexível e rápido o processo produtivo de peças forjadas a quente que necessitem usinagem após o forjamento.

A formação da microestrutura, das propriedades mecânicas e sua estabilidade de processo depende muito da combinação do material, geometria da peça e do procedimento durante o resfriamento controlado. Portanto, um fluxo contínuo de produção tem que ser garantido (forjamento cadenciado e sem interrupções, por exemplo). Devido à geometria da peça, as propriedades mecânicas podem diferir localmente, em muitos casos isto requer à necessidade de definir pontos de medição.

O resfriamento até à temperatura ambiente das peças após o forjamento pode ser conduzido de diferentes formas. Por exemplo, peças forjadas podem ser colocadas diretamente em uma caixa após o forjamento. Tais peças sofrem diferentes condições de resfriamento e a microestrutura difere de peça para peça. Logo, o resfriamento dessas peças é descontrolado. Por outro lado, as peças podem resfriar em uma esteira transportadora e cair em uma caixa depois de terminar a transformação da microestrutura. Tais peças sofrem condições de resfriamento iguais, pois o resfriamento é feito de uma maneira controlada.

De acordo com Samuels (1999) o material microligado necessita ser resfriado constantemente desde a temperatura de austenitização. Ainda complementa que a transformação micro estrutural ocorre a temperaturas mais baixas, a uma taxa de resfriamento um pouco mais rápida na faixa de transformação da perlita, entretanto tem-se o produto final com uma estrutura mais refinada.

Kaspar et al. (1997) observam que as legislações e regulamentações da indústria automotiva e dos fatores ambientais estão forçando os fabricantes de componentes automotivos a otimizarem seus processos a fim de se tornarem mais competitivos. Desta forma a têmpera e revenimento estão gradativamente sendo substituídos pelo processo de resfriamento controlado após forjamento a quente. Entretanto o material utilizado em seu trabalho é um aço ligado com

percentuais de Vanádio e Titânio o que classificaria esse material praticamente como um Aço microligado.

Diversos estudos foram feitos tratando da utilização dos aços microligados em que é possível se obter alta resistência com teores reduzidos de carbono quando compara-se com aços baixo e médio carbono. O endurecimento se dá com a micro adições de Vanádio, Titânio e alumínio que proporcionam um refino de grão austenítico (Skubisz, 2006).

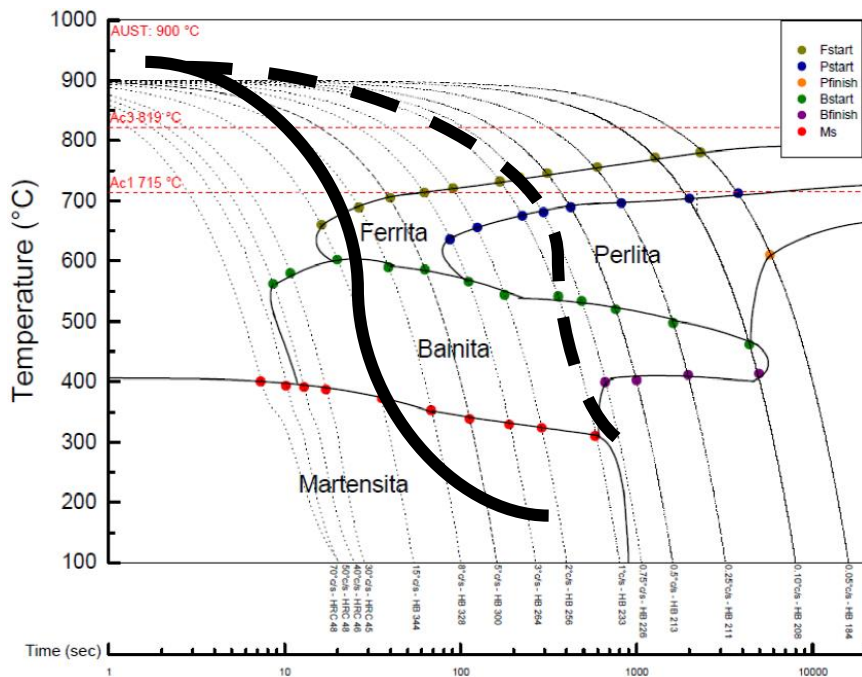
Após a descoberta dos aços microligados, os estudos referentes ao resfriamento controlado imediatamente após o forjamento a quente se tornou quase que exclusivo para este tipo de material. Neste trabalho o objetivo será testar o efeito de diferentes processos de resfriamento controlado em aço ao manganês, ou seja, aços da classe 15XX (Classificação SAE/AISI de aços) com manganês acima de 1% e, quantidades na casa de ppm de microligantes em sua composição química e sendo assim não classificados como microligado.

Aços para têmpera e revenimento (EN 10083) e aços para cementação (EN 10084) podem ser usados para o processo resfriamento controlado a partir da temperatura de conformação a quente. O objetivo do processo é garantir propriedades mecânicas e metalúrgicas especificadas por resfriamento a partir da temperatura de conformação a quente sem tratamento térmico adicional. Esses materiais normalmente são acompanhados da sigla BY que é uma abreviação que deriva originalmente de "*Best Yield strength*" (melhor resistência ao escoamento).

O maior desafio do resfriamento controlado na substituição aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, quando se trabalha com um aço não microligado, é obter as propriedades mecânicas semelhantes àquele tratamento. O Manganês sozinho já tem a capacidade de aumentar a resistência a tração quando adicionado ao aço.

Neste trabalho, algumas rotas de resfriamento têm como alvo as seguintes curvas de resfriamento conforme podem ser vistas na Figura 19, uma delas é a curva com linha cheia que tende a formar microestrutura predominantemente bainítica enquanto a outra curva em linha tracejada tende a apresentar um misto de ferrita, perlita e bainita.

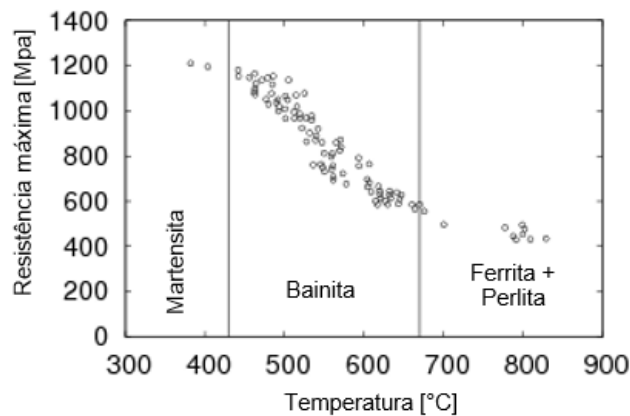
Figura 19 Diagrama CCT do aço SAE 1524H



Fonte: Adaptado de relatório PD&I Gerdau, 2017.

Desta forma, imagina-se que haverá diferenças nos resultados mecânicos obtidos nesse estudo. Na Figura 20, Bhadeshia (1990) expõe que a resistência mecânica é crescente na seguinte ordem: perlita, bainita e martensita. Portanto o resfriamento controlado tem que ter um controle adequando de seu processo a fim de se obter as propriedades mecânicas de requisito.

Figura 20 Resistência mecânica de acordo com a proporção microestrutural.



Fonte: Adaptado de Bhadeshia (1990)

4 Materiais e métodos

4.1. FLUXOGRAMA METODOLÓGICO

De maneira resumida, o trabalho se concentrou em buscar definir processo de resfriamento controlado em esteira imediatamente após a etapa de forjamento, utilizando para isto das mesmas características que se tinham no processamento deste componente: matéria-prima, corte, aquecimento e forjamento. Com isto, buscou-se atingir as propriedades mecânicas desejadas e reduzir o custo produtivo. Na Figura 21 pode ser visto o fluxograma metodológico utilizado para este trabalho.

Figura 21 Fluxograma metodológico para este trabalho.



Fonte: do Autor.

4.2. REQUISITOS DO COMPONENTE MECÂNICO DO ESTUDO

Para este trabalho, os requisitos que se buscarão alcançar foram definidos pelo cliente, conforme Tabela 1, o qual fará a montagem deste componente em seu produto final. Normalmente, são baseados em normas internacionais ou, neste caso em específico, normas corporativas de montadoras automotivas.

Tabela 1 Requisitos do componente de estudo.

Requisito	
Aço	SAE 1524H
Limite de resistência σ_m (MPa)	Mín. 700
Limite de escoamento $\sigma_p 0,2$ (MPa)	Mín. 550
Alongamento (%)	16

Fonte: do Autor.

4.3. DETALHAMENTO DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO ATUAL E PROCESSO PROPOSTO

De maneira simplificada, abaixo está mostrado na Figura 22 o atual processo de fabricação do componente.

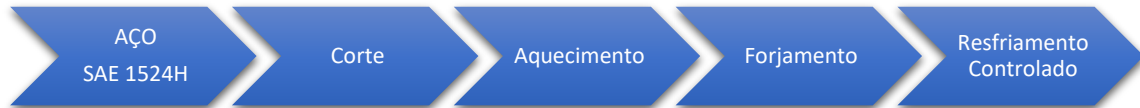
Figura 22 Fluxograma do processo atual de fabricação.



Fonte: do Autor.

Na Figura 23 está mostrado o processo de fabricação proposto por este trabalho.

Figura 23 Fluxograma do processo de fabricação proposto.



Fonte: do Autor.

A matéria prima, recebida em barras redondas de 120 mm de diâmetro é cortada em serra a disco automática.

Os *blanks* cortados são levados ao grupo de forjamento imediatamente após o corte, o que reduz muito o tempo de processamento da matéria-prima, e são aquecidos em forno de indução de 1300 kW até a temperatura de forjamento, a qual encontra-se entre 1100°C e 1200°C. Na sequência do aquecimento o material é forjado em prensa hidráulica de 5000 kN.

Ainda buscando a máxima otimização do processo produtivo, utilizando-se do calor residual do forjamento, onde a peça encontra-se aproximadamente à 950°C, o componente recém forjado entra em tanque de água com polímero em solução para processo de têmpera, neste trabalho chamada de têmpera direta. Após este processo as peças seguem para o setor de tratamento térmico onde são submetidas ao processo de revenimento em forno contínuo, este possui cinco câmaras e pode-se definir a temperatura de cada câmara.

4.4. MATÉRIA-PRIMA

Para este trabalho, foi utilizado um aço ligado ao manganês SAE 1524H que é um aço de baixo carbono com faixa de temperabilidade garantida e

comumente utilizado na fabricação de eixos, vindo do fornecedor em forma de barras redondas laminadas.

Para esta análise foi utilizado um Espectrômetro de emissão ótica da Spectro modelo SpectroLab juntamente ao software Spark Analyzer 3.01.

4.5. PROCESSO DE FORJAMENTO

Para o forjamento foi utilizada prensa hidráulica de 5000 kN, marca Lasco, Modelo VPZ-500 semelhante a apresenta na Figura 24, na faixa de temperaturas entre 1100°C e 1200°C em forjamento tipo extrusão vertical.

Figura 24 Prensa hidráulica da fabricante Lasco.



Fonte: Lasco, 2018.

4.6. AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE TRATAMENTO TÉRMICO E RESFRIAMENTO CONTROLADO

Objetivando verificar a capacidade de atendimento aos requisitos do componente, foi analisado o processo de tratamento térmico deste estudo.

Numa primeira etapa, visando obter os valores de propriedades mecânicas referência, 10 peças foram coletadas após serem forjadas e entrarem tanque de têmpera contendo solução de água e polímero da marca Archem produto Artemp W510. Após isto, o revenimento foi realizado em forno contínuo elétrico (Figura 25). Ele é composto por cinco câmaras que são chamadas zonas, pode-se definir a temperatura que se deseja para cada zona.

Neste trabalho foi utilizada a temperatura de 620 °C e tempo de ciclo de 8 minutos para cada câmara.

Após o processo em forno, o material é resfriado ao ar, ou seja, sem ventilador.

Figura 25 Forno Contínuo FOC-01.



Fonte: do Autor.

Na segunda etapa deste estudo, visando avaliar o processo de resfriamento controlado, 20 peças amostras foram submetidas a 05 condições de resfriamento controlados diferentes:


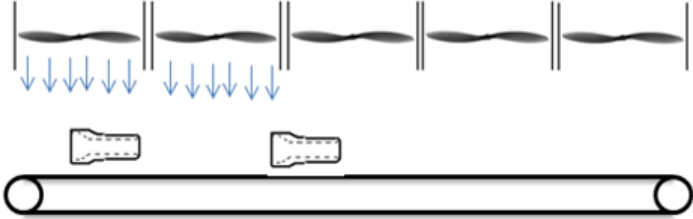
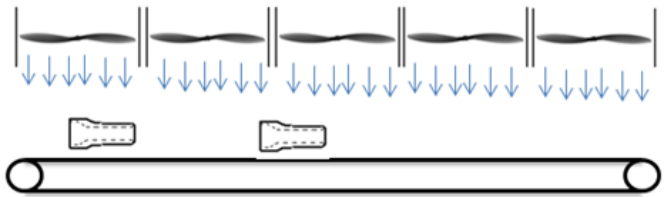
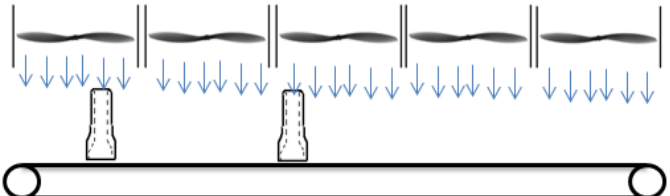

i) 04 diferentes configurações de resfriamento ao ar forçado em esteira, imediatamente após o processo de forjamento;

ii) Uma configuração denominada R20RA, onde o ciclo de resfriamento é formado por um resfriamento durante 20 segundos em água com o intuito de resfriá-la até aproximadamente 600°C, e depois resfriada ao ar calmo.

Depois disto, comparou-se as propriedades mecânicas desta amostragem àquelas amostras produzidas pelo atual fluxo produtivo com têmpera direta e revenimento em forno contínuo.

Para a realização deste estudo foi utilizada uma esteira industrial a qual possui 7 metros de comprimento e na Tabela 2 estão mostradas as diferentes composições de ventiladores e posicionamento das peças durante resfriamento e suas respectivas siglas que serão utilizadas durante este trabalho.

Tabela 2 Configurações das peças na esteira de resfriamento.

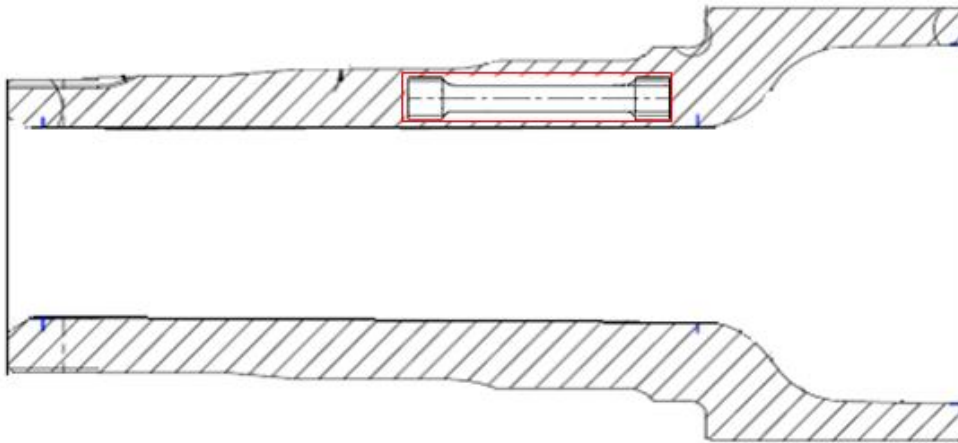
Descrição do processo	Abreviatura	Configuração do processo
Têmpera direta e revenimento	TR	
Resfriamento com esteira aberta	REAPD	
Resfriamento com esteira com 2 ventiladores ligados no início do resfriamento e peças deitadas	R2VPD	
Resfriamento com esteira com 5 ventiladores ligados e peças deitadas	R5VPD	
Resfriamento com esteira com 5 ventiladores ligados e peças em pé	RE5VPP	
Resfriada durante 20 segundos em água até 600°C e resfriada ao ar calmo	R20RA	

Fonte: do Autor.

4.7. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A região escolhida para a análise microestrutural está mostrada em detalhe na Figura 26.

Figura 26 Detalhe da região do corpo de prova para análise microestrutural.



Fonte: do Autor.

Com o uso de microscopia ótica, as amostras foram analisadas a fim de identificar as microestruturas produzidas pelos diferentes tratamentos térmicos empregados neste trabalho. Para esta avaliação foi utilizado um microscópio Carl Zeiss Axiovert 40MAT. Para a aquisição das imagens foi utilizado o software Axiovision 4.8.0.0.

A preparação das amostras para análise microestrutural foi feita conforme os métodos metalográficos convencionais, ou seja, lixamento das amostras com lixas 240, 400, 600 e 1200, polimento com alumina e por fim ataque ao Nital 3%.

4.7.1. Ensaio de dureza Brinell

Para análise de dureza foi utilizado durômetro HPO-3000 da fabricante WPM com penetrador de esfera de 10 mm, onde uma carga de 3000 kg é aplicada durante 10 segundos, de acordo com a norma ABNT NBR NM ISO187.

Para a realização deste ensaio foram produzidos 18 corpos de prova, ou seja, 3 amostras para cada condição citada na Tabela 2, sendo os valores finais analisados individualmente para cada condição testada.

4.7.2. Ensaio de tração

Com o objetivo de validar os principais requisitos a serem alcançados neste componente, as amostras dos diferentes processamentos tiveram corpos de prova extraídos conforme detalhe na Figura 26.

Os ensaios de tração foram realizados no equipamento MKU da marca Kratos, equipamento que permite ensaios de tração e compressão, utilizando os corpos de prova padrão ABNT NBR ISO 6892-1:2013 com seção útil de 50 mm conforme Figura 27. Os dados foram obtidos por software fornecido pela fabricante do equipamento.

Figura 27 À esquerda corpo de prova para ensaio de tração e à direita equipamento Kratos.



Fonte: do Autor.

Para a realização deste ensaio foram produzidos 18 corpos de prova, ou seja, 3 amostras para cada condição citada na Tabela 2, sendo os valores finais analisados individualmente para cada condição testada.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Serão mostrados os diferentes resultados obtidos nos experimentos descritos na metodologia experimental.

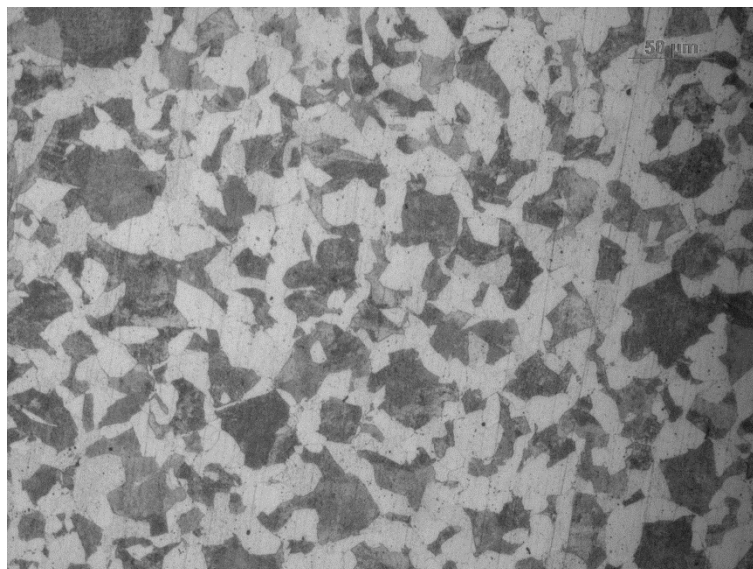
5.1. CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA

As análises metalográficas e a composição química evidenciaram a caracterização da matéria-prima, a seguir os resultados.

5.1.1. Análise metalográfica

A análise metalográfica realizou-se conforme procedimentos descritos no item 4.7 e a microestrutura formada por Ferrita e Perlita é vista abaixo na Figura 28.

Figura 28 Metalografia da matéria-prima SAE 1524H. Microestrutura formada por Ferrita, Perlita. Ataque Nital 3%, aumento 100X.



Fonte: do Autor.

5.1.2. Análise da composição química

A composição química do aço SAE 1524H pode ser vista na Tabela 3.

Tabela 3 Composição em % em massa do Aço utilizado nos testes.

	Análise química												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	Sn	Cu
Mínimo	0,20	0,15	1,40	-	0,02	0,15	-	-	-	-	0,02	-	-
Máximo	0,26	0,30	1,70	0,04	0,05	0,30	0,30	0,08	0,02	0,02	0,05	0,05	0,35
Encontrado	0,25	0,22	1,62	0,02	0,02	0,26	0,11	0,05	0,01	0,00	0,02	0,00	0,17

Fonte: do Autor.

Na análise química do SAE 1524H pode-se notar que a composição se refere a um aço comum ligado ao Manganês, com baixíssimas adições de elementos de liga, o único elemento de destaque é o Manganês com porcentagem próxima ao limite superior especificado.

5.2. AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE RESFRIAMENTO CONTROLADO.

Através de ensaios metalográficos, a avaliação dos diferentes processos de tratamento térmico foi realizada e, o principal requisito a ser atingido, a avaliação da resistência à tração.

5.2.1. Curvas de resfriamento

Com intuito de verificar a taxa de resfriamento (Tr) das peças, calculou-se, para cada uma delas, taxa em $\left(\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}\right)$, utilizando a equação 6.

$$Tr = \frac{(Ti - Tf)}{Tt} \quad (6)$$

Ti = Temperatura inicial, °C

Tf = Temperatura final, °C

Tt = Tempo total de resfriamento, s

Na Tabela 4 tem-se o cálculo das taxas de resfriamento da média de temperaturas de 20 corpos de prova forjados e resfriados ao ar com controle, velocidade da esteira de 25 mm/s por 360 segundos – a incerteza equipamento de medição é de +-12 °C segundo certificado de calibração.

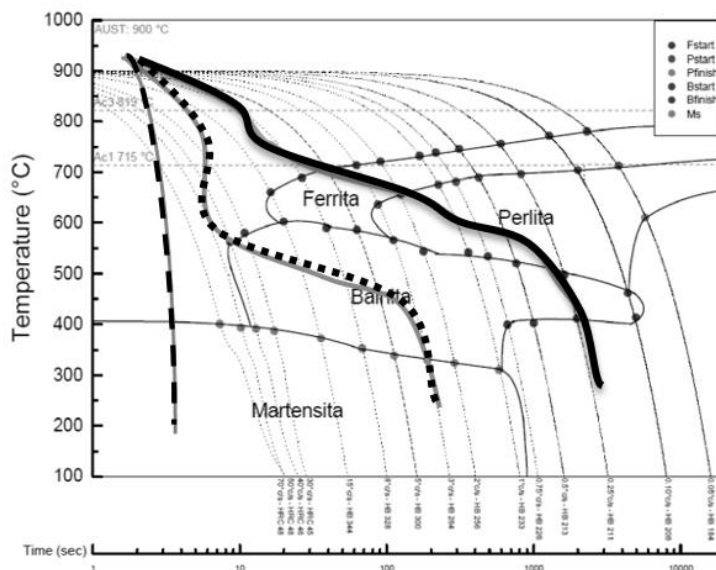
Tabela 4 Resultado das medições de temperatura e taxa de resfriamento do aço para resfriamento o ar com controle em esteira (Tabela 2).

Tempo [s]	Temperatura [°C]				
	REAPD	R2VPD	R5VPD	R5VPP	R20RA
0	865	868	872	878	868
60	770	820	880	760	590
90	730	750	840	711	550
120	710	735	765	680	530
150	660	700	720	655	480
180	640	640	700	625	460
210	560	615	700	605	380
240	530	595	670	580	350
270	515	565	645	565	335
300	510	540	590	550	330
330	500	530	580	535	320
360	495	510	550	528	315
Taxa de resfriamento [°C/s]	3,78	3,83	3,95	3,91	3,29

Fonte: do Autor.

Na Figura 29, a curva em linha tracejada representa o processo de têmpera ao qual o componente foi submetido após o processo de forjamento a quente e a microestrutura esperada é martensítica. A curva em linha cheia representa de maneira simplificada os quatro processos de resfriamento controlado ao ar em esteira onde esperasse obter microestrutura formada por ferrita, perlita e alguma fração de bainita. Por último a curva em linha pontilhada representa o processo em que o componente foi resfriado rapidamente até a temperatura de 600°C e resfriado ao ar sem controle até a temperatura ambiente onde esperasse a formação de microestrutura formada em sua maior parte por bainita.

Figura 29 Diagrama CCT Aço SAE 1524H com destaque para as curvas de resfriamento observadas para os diferentes processos testados.



Fonte: Adaptado de relatório PD&I Gerdau, 2017.

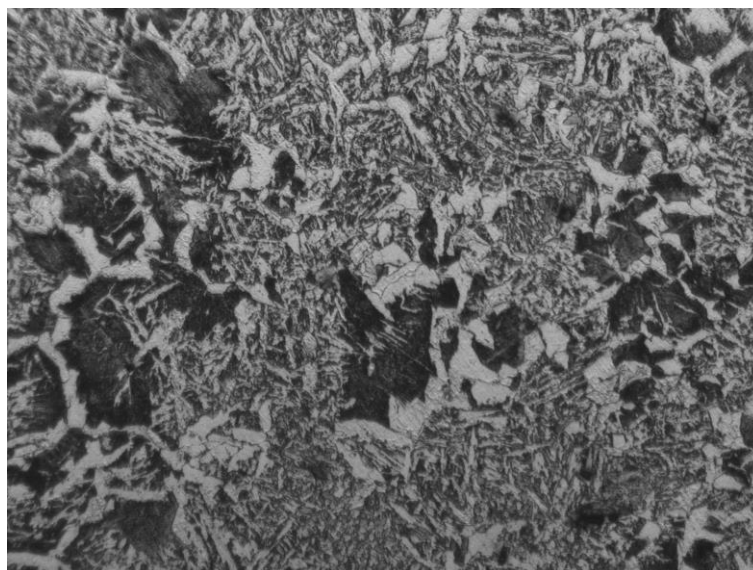
5.2.2. Análise microestrutural

Para os diferentes processos de tratamento térmico de resfriamento ao ar forçado para o aço deste estudo foram realizadas análise de sua microestrutura e podem ser vistas nas figuras abaixo.

A microestrutura obtida para os corpos de prova submetidos ao processo REAPD, R2VPD, R5VPD e RE5VPP são formadas por Ferrita – Alotriomórfica e de Widmånstatten – e Perlita, e pode ser vista na Figura 30, Figura 31, Figura 32 e Figura 33.

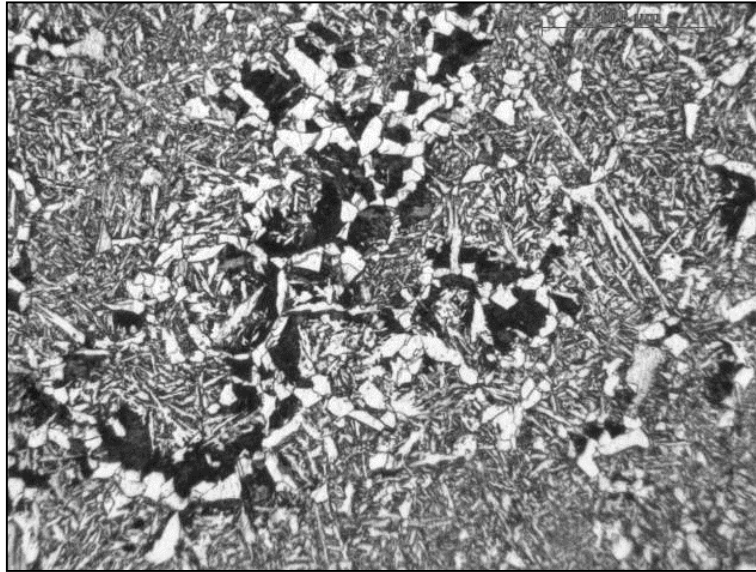
As Ferritas são o primeiro constituinte que se formam quando a Austenita inicia sua transformação. A Ferrita Alotriomórfica, também conhecida como Ferrita de contorno de grão, tem seus cristais nucleados a partir do contorno de grão austenítico e são formadas a elevadas temperaturas (abaixo da A3). As Ferritas formam-se ao longo dos contornos de grão em camadas contínuas. Essa nucleação tem início nos contornos de grão devido ser um caminho de fácil difusão. Já a Ferrita de Widmånstatten tem sua morfologia similar a placas que se formam também a partir dos contornos de grão da Austenita prévia ou também a partir da Ferrita Alotriomórfica. A Ferrita de Widmånstatten pode ocorrer em superesfriamento relativamente baixo e seu crescimento envolve a formação simultânea de pares de placas – isso acontece para que uma menor força motriz seja necessária para a transformação, comparando-se com a transformação para a Bainita ou Martensita (Bhadeshia, 1990).

Figura 30 Metalografia de peça REAPD. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita.
Ataque Nital 3%, aumento 200X.



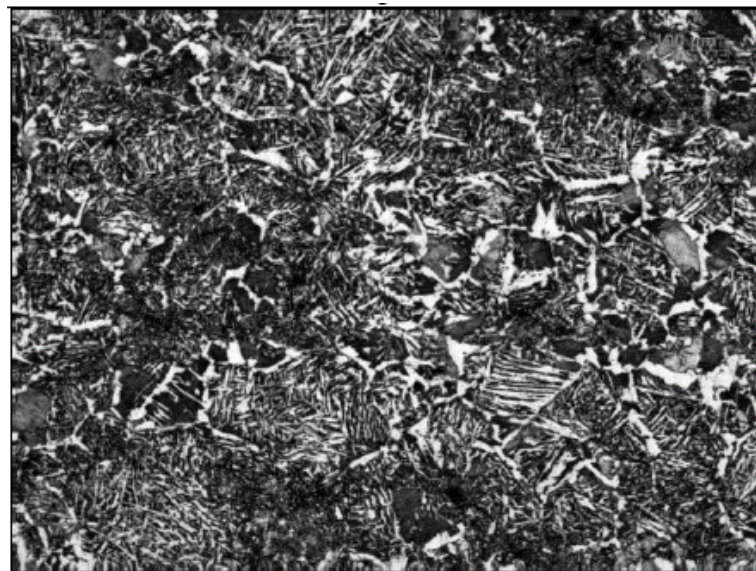
Fonte: do Autor.

Figura 31 Metalografia de peça R2VPD. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita.
Ataque Nital 3%, aumento 200X.



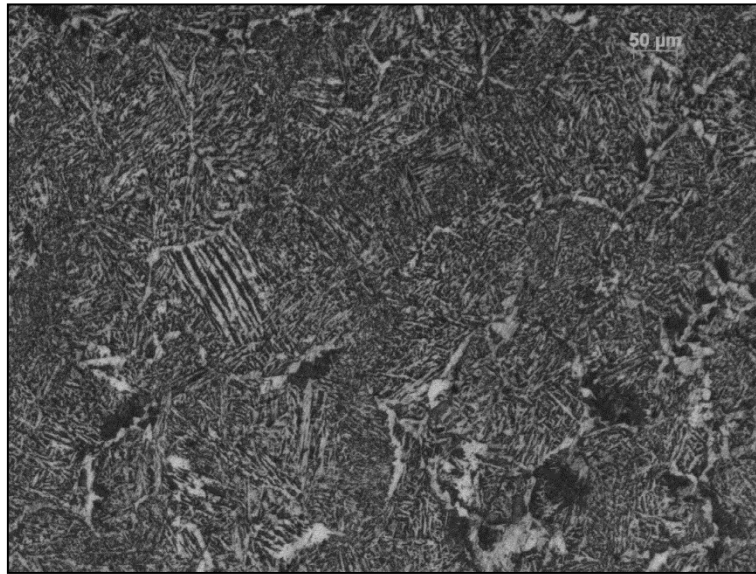
Fonte: do Autor.

Figura 32 Metalografia de peça R5VPD. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita.
Ataque Nital 3%, aumento 200X.



Fonte: do Autor.

Figura 33 Metalografia de peça RE5VPP. Microestrutura formada por Ferrita e Perlita.
Ataque Nital 3%, aumento 200X.

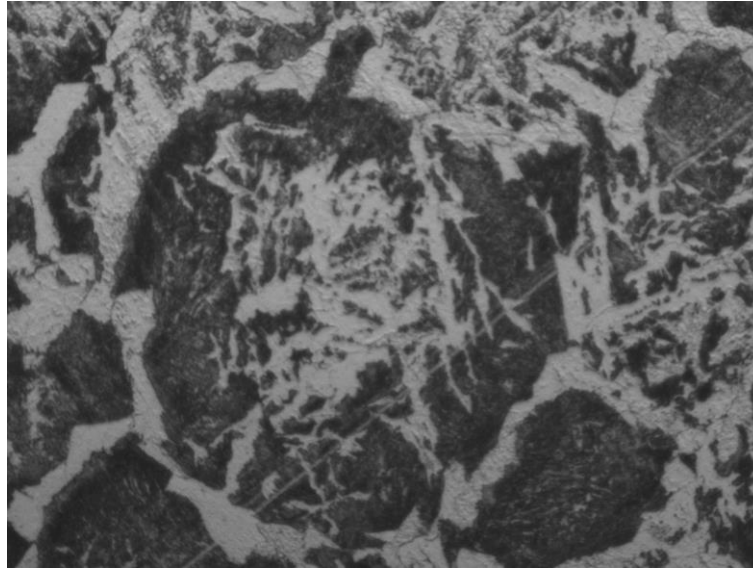


Fonte: do Autor.

Quando se avaliam as microestruturas formadas nos processos que envolveram resfriamento em esteira nota-se que há uma redução na fração de Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmånstatten quanto maior for a taxa de extração de calor a qual a peça é submetida. Conforme Bhadeshia (1990) exemplifica em gráfico mostrado na Figura 20 esperasse que haja um aumento na resistência mecânica quando há um aumento na fração de Perlita quando comparado a fração de Ferrita e Perlita.

Para as amostras fabricadas com resfriamento em esteira, sem exceção, foi verificada microestrutura composta por ferrita e perlita, como pode ser visto na Figura 30, Figura 31, Figura 32 e Figura 33. Na Figura 34 pode-se ver com detalhes os tipos de ferrita formados, segundo características apontadas por Bhadeshia (2011) encontraram-se Ferritas alotriomórficas, idiomórficas e de Widmånstatten.

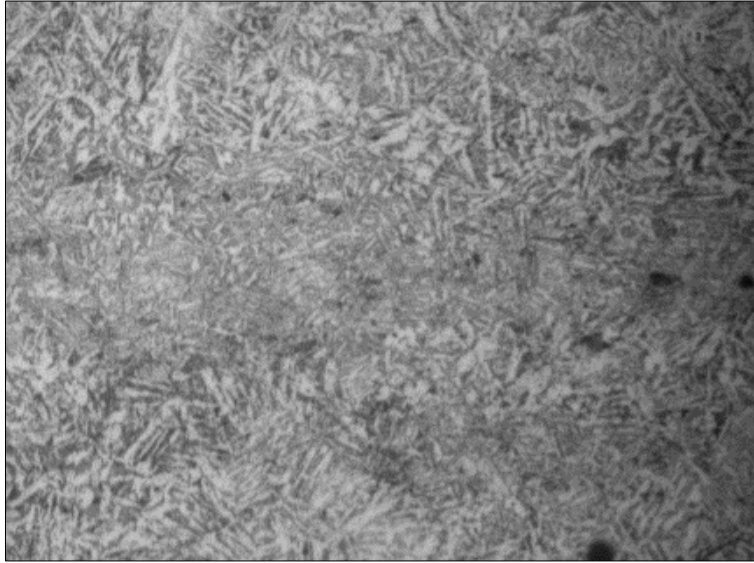
Figura 34 Metalografia em detalhe evidenciando formação de ferritas. Ataque Nital 3%, aumento 500X.



Fonte: do Autor.

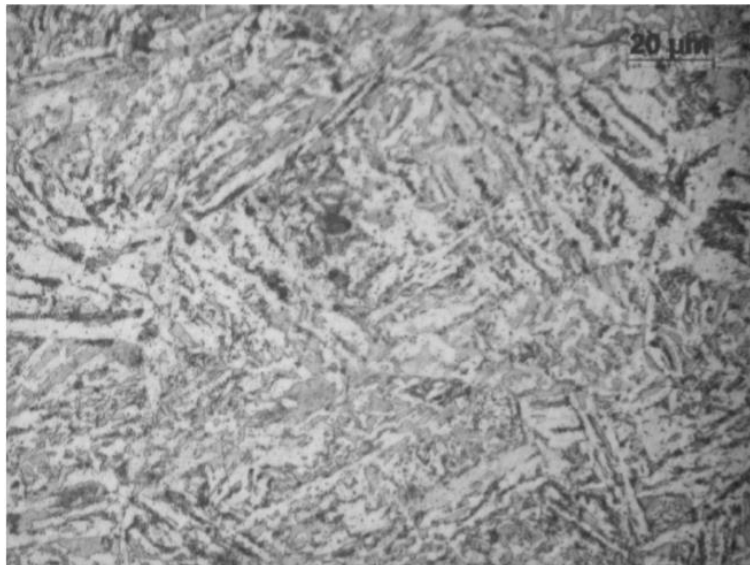
A microestrutura obtida para os corpos de prova submetidos ao processo R20RA pode ser vista na Figura 35. A amostra foi submetida ao processo de resfriamento forçado em água durante 20 segundos e resfriado ao ar calmo a partir da temperatura de 600°C a microestrutura é formada totalmente por bainita conforme fica evidenciado na Figura 35. Em detalhe na Figura 36 pode evidenciar que houve grande formação de bainita superior devido a curva de resfriamento ao qual o componente foi submetido.

Figura 35 Metalografia de peça resfriada em água por 20 segundos e resfriada ao ar sem controle a partir de 600°C. Ataque Nital 3%, aumento 200X.



Fonte: do Autor.

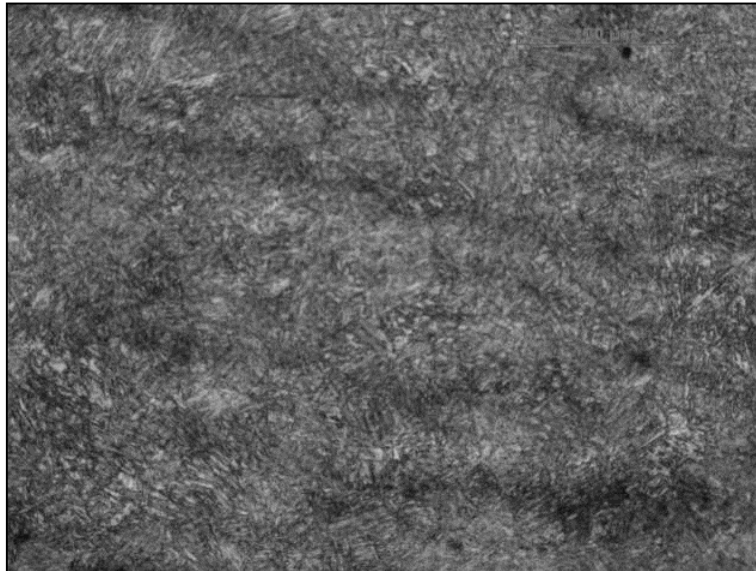
Figura 36 Metalografia em detalhe evidenciando formação de bainita superior. Ataque Nital 3%, aumento 500X.



Fonte: do Autor.

A microestrutura obtida para o processo de têmpera direta e revenimento pode ser vista na Figura 37.

Figura 37 Metalografia de peça temperada e revenida. Microestrutura formada por Martensita revenida. Ataque Nital 3%, aumento 200X.



Fonte: do Autor.

Para o material temperado e revenido a microestrutura esperada era Martensita revenida o que pode ser evidenciado pela curva em linha tracejada da Figura 29. Devido à alta taxa de resfriamento imposta ao componente ser colocado em banho de têmpera imediatamente após o processo de forjamento a quente a curva de resfriamento parte da temperatura onde a microestrutura é formada por Austenita para transformar-se em Martensita.

Com exceção aos corpos de prova produzidos por têmpera e revenimento em que houve um bom refino de grão, o tamanho superior no tamanho de grão dos componentes fabricados por resfriamento controlado se deve principalmente pela ausência de elementos inibidores ao crescimento de grão e também pela taxa de resfriamento a qual é submetido o componente na sua fabricação.

Nas amostras fabricadas com resfriamento controlado em esteira as microestruturas formadas foram significativamente diferentes, variando principalmente a fração de Ferrita e Perlita em cada corpo de prova. Esse fato

se deve principalmente ao analisarmos a curva CCT do aço SAE 1524H (curva com linha cheia na Figura 29), com a taxa de resfriamento aplicada a microestrutura formada seria exatamente a encontrada, ou seja, uma mistura de ferrita, perlita e possivelmente um pequeno percentual de bainita.

A partir dos resultados dos ensaios mecânicos obtidos nos corpos de prova submetidos apenas ao processo de resfriamento controlado em esteira, foi-se atrás de soluções para o atendimento das propriedades mecânicas em sua totalidade. Dessa forma pensou-se na formação de microestrutura bainítica com o rápido resfriamento em água após forjamento a quente do componente até que a temperatura de 600°C fosse atingida – essa temperatura foi escolhida pelo difícil controle do processo e necessidade de formarmos um percentual elevado de bainita no componente – e resfriado ao ar sem controle até a temperatura ambiente conforme curva em linha pontilhada na Figura 29.

5.2.1. Ensaio de Dureza

Todas as amostras foram submetidas ao ensaio de dureza Brinell e os resultados obtidos estão dispostos na Tabela 5.

Tabela 5 Resultado do ensaio de dureza das peças produzidas.

Condição	Dureza HBW - Carga de 3000 Kg				
	#1	#2	#3	Média	Desvio padrão
TR	269	265	262	265 HBW	3,5
REAPD	244	234	225	234 HBW	9,5
R2VPD	230	220	222	224 HBW	5,3
R5VPD	229	233	241	234 HBW	6,1
RE5VPP	234	222	229	228 HBW	6,0
R20RA	234	236	242	237 HBW	4,2

Fonte: do Autor.

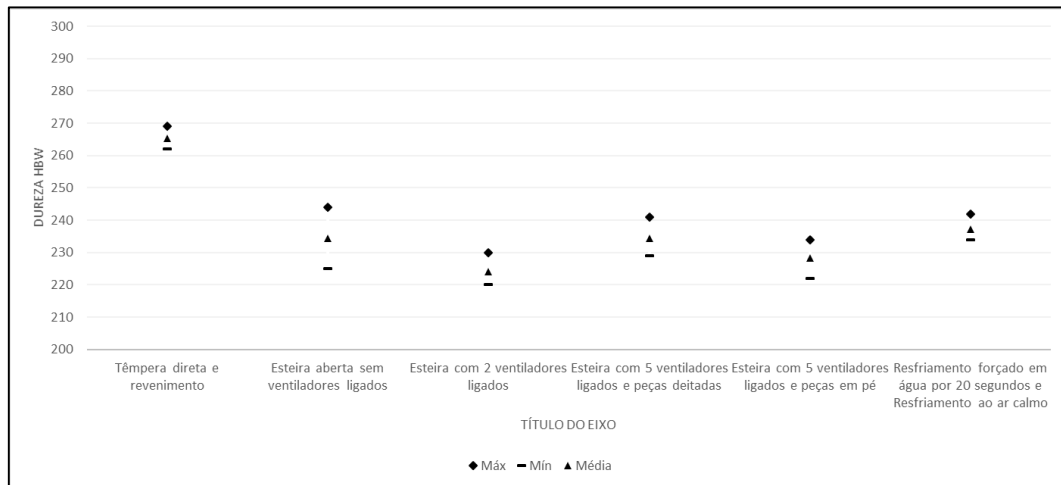
Pode-se observar que para as amostras que foram submetidas ao processo de têmpera e revenimento os valores obtidos no ensaio de dureza Brinell foram mais altos que nos outros processos de resfriamento ao ar, isto se deve ao conjunto de fatores como velocidade de resfriamento do meio de têmpera, temperabilidade do aço e controle da temperatura de revenimento que levaram a formação de diferentes microestruturas.

Já os resultados obtidos para os corpos de prova resfriados ao ar com controle em esteira tiveram médias bastante semelhantes e desvio padrão muito alto, ou seja, foram processos bastante difíceis de serem controlados, isso se deve principalmente característica do aço médio carbono onde a falta de elementos microligantes como Vanádio, Nióbio e Titânio em maiores frações poderiam colaborar com o aumento da dureza aliado ao refino de grão ferrítico na transformação de fase durante o resfriamento (de Antoni, 2017).

No último teste realizado com resfriamento forçado em água durante 20 segundos até que as amostras tivessem temperatura próximas de 600°C e depois resfriado ao ar a média de durezas ficou semelhante aos corpos de prova resfriados em esteira, entretanto o desvio padrão foi ligeiramente mais baixo e bem próximo ao desvio padrão obtido nos testes onde o componente é temperado e revenido.

Para melhor avaliação dos resultados do ensaio de dureza é necessário comparar os dados obtidos para cada diferente processo ao qual o componente foi submetido. Esta comparação pode ser vista na Figura 38 onde as faixas de dureza obtidas estão dispostas bem como suas médias.

Figura 38 Comparação das durezas obtidas em cada condição a qual o componente foi submetido.



Fonte: do Autor.

Analisando os dados mostrados na Figura 38 pode-se verificar que nenhum resfriamento controlado em esteira foi capaz de obter durezas semelhantes ao material temperado e revenido, isto se deve principalmente pela ausência de elementos de liga que favoreçam o endurecimento após conformação a quente na composição do aço utilizado para este estudo e pela formação massiva de ferrita e perlita em sua microestrutura.

Já os corpos de prova submetidos ao processo de resfriamento forçado em água durante 20 segundos seguidos de resfriamento ao ar calmo a partir da temperatura de 600°C, tiveram boa formação de bainita em sua microestrutura que é uma constituinte de maior resistência mecânica devido ao seu tamanho e de seus constituintes – ferrita e cementita – que combinados reduzem a mobilidade das discordâncias, entretanto isso não representou um aumento direto de dureza quando presente no componente principalmente pelo motivo da entre a matriz bainítica estarem presentes porções de ferrita pró-eutetóide e perlita.

5.2.2. Ensaio de Tração

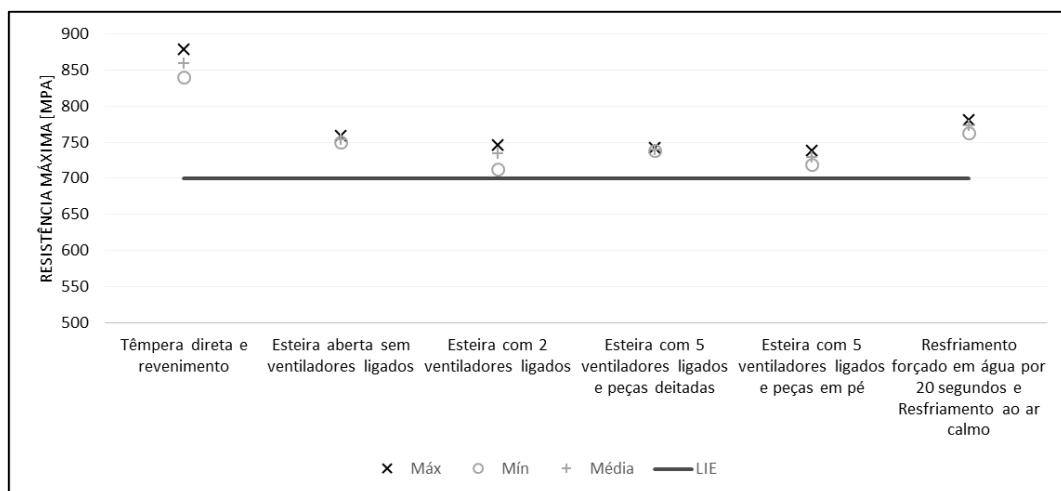
Os 6 diferentes processos de tratamento térmico aos quais os corpos de prova foram submetidos foram avaliados quanto a sua resistência mecânica através do ensaio de tração.

Os resultados quanto ao limite de resistência máxima, limite de escoamento e alongamento para o componente temperado e revenido e para os diferentes testes de resfriamento em esteira realizados são mostrados em forma de gráficos nas Figura 39, Figura 40 e Figura 41 – as tabelas com os resultados obtidos para cada diferente teste pode ser encontrada no Anexo 1 deste trabalho.

Pode-se notar que a diferença de dureza evidenciada no capítulo 5.2.1 também representou uma boa diferença nos resultados do desempenho em limite de resistência máxima, assim como o limite de escoamento.

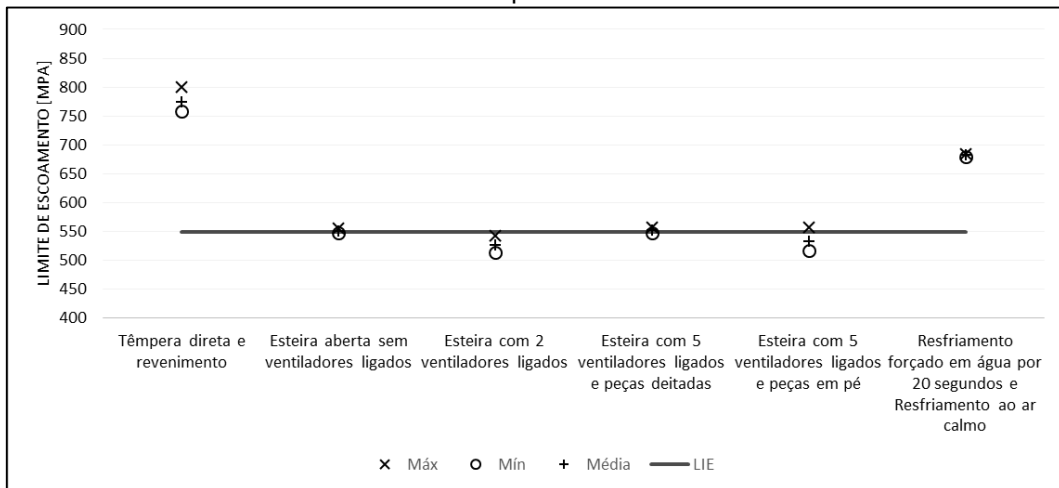
Os resultados dos ensaios de tração estão dispostos junto aos respectivos limites de especificação para resistência máxima, limite de escoamento e alongamento.

Figura 39 Comparação dos resultados de Resistência Máxima e especificação do componente.



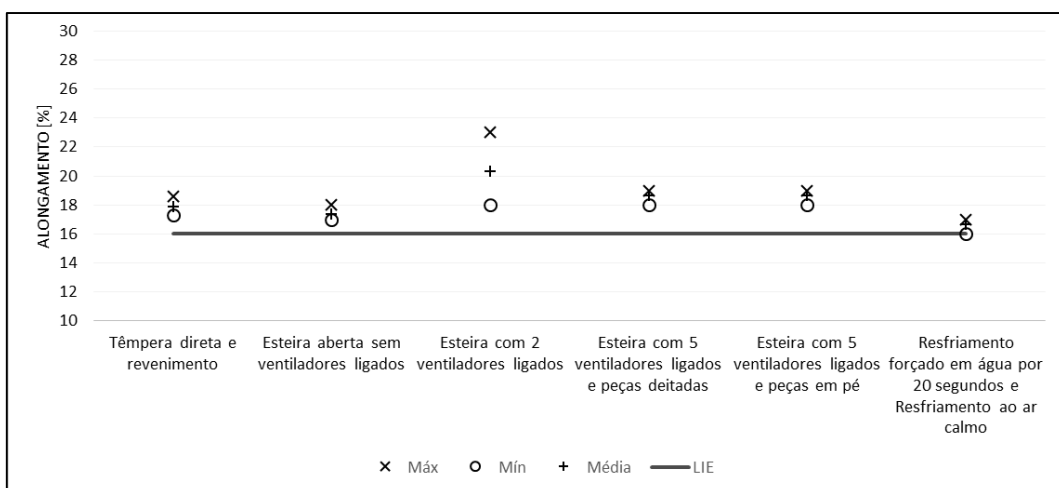
Fonte: do Autor.

Figura 40 Comparação dos resultados de Limite de escoamento e especificação do componente.



Fonte: do Autor.

Figura 41 Comparação dos resultados de Alongamento e especificação do componente.



Fonte: do Autor.

Com base nas informações dispostas na Figura 39, Figura 40 e Figura 41 pode-se verificar que as condições de resfriamento controlado em esteira estudadas neste trabalho não apresentaram bons resultados para Resistência Máxima ou Limite de Escoamento, sendo positiva apenas para os valores de alongamento.

Como já era esperado, por ser o processo homologado para este componente, o processo de têmpera direta seguida de revenimento em forno foi

o processo de fabricação em que foram obtidos os melhores resultados, em que sem exceção, não ficou próximo ao Limite Inferior Especificado (LIE) em nenhum requisito.

O processo de resfriamento forçado em água por 20 segundos seguido de resfriamento ao ar calmo a partir da temperatura de 600°C mostrou-se uma alternativa interessante ao tratamento térmico de têmpera direta e revenimento para os requisitos de Resistência Máxima e Limite de Escoamento, entretanto para o Alongamento os resultados ficaram próximos ao LIE, o que se for colocado em processo seriado pode ser uma condição de difícil controle.

Conforme Figura 20 obtida do livro *Bainite in Steels* de Bhadeshia em que é mostrado um gráfico de Irvine et. al relacionando o aumento de resistência mecânica de acordo com a microestrutura é evidenciado nos resultados obtidos. Os resultados foram satisfatórios nas amostras com maior formação de martensita e nas que a bainita foi a microestrutura com maior percentual nos corpos de prova.

A decisão de fabricar amostras com o objetivo de formar uma maior fração de bainita foi tomada após realização de ensaios mecânicos onde o valor mínimo para o limite de escoamento não foi atingido nas amostras com resfriamento controlado em esteira. Pode-se questionar o motivo de não ter se tentado a formação de bainita inferior em maior proporção a bainita superior, entretanto devido à dificuldade no controle do processo de fabricação das amostras, analisando-se a curva CCT do aço SAE 1524H, definiu-se a temperatura de 600°C como ideal para fabricação dos corpos de prova deste estudo.

6 CONCLUSÃO

A análise da fabricação do componente, avaliando-se o atendimento aos requisitos específicos do cliente, permite concluir que existe sim uma rota alternativa viável para a fabricação deste componente através do processo de resfriamento controlado. A partir destes dados, se conclui que o objetivo geral deste trabalho foi atingido.

Verificou-se que o aço SAE 1524H, tratado através do método R20RA, apresenta propriedades mecânicas satisfatórias, sendo uma alternativa promissora para a substituição dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento atualmente empregados, atingiu-se, então, o primeiro objetivo específico.

Foram testadas diversas configurações para Resfriamento Controlado em esteira, contudo os resultados obtidos se encontravam próximos aos limites inferiores requisitados. Já os componentes produzidos pelo método R20RA, que tiveram microestrutura formada predominantemente por Bainita atingiram aos requisitos de projeto em sua totalidade.

Assim, o segundo objetivo – definir método de resfriamento controlado a fim de se substituir a têmpera direta e revenimento – e o terceiro objetivo - averiguar se os valores obtidos nos ensaios de tração atenderão aos requisitos de produto - também foram atingidos.

Definido o método R20RA juntamente com a confirmação que os requisitos do componente foram plenamente atendidos, este método de resfriamento após forjamento a quente é uma alternativa econômica para substituição dos tratamentos térmicos convencionais de têmpera e revenimento. Com isto, o quarto objetivo específico também foi alcançado.

Por fim, como todos os objetivos, tanto o geral quanto os outros quatro específicos foram atingidos é possível confirmar o ganho em lead time de produção com a substituição dos tratamentos térmicos têmpera e revenimento por processo de resfriamento alternativo imediatamente após forjamento a quente.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Após o encerramento deste trabalho, o autor indica alguns temas para serem estudados em trabalhos futuros, com o objetivo de aprimorar o conhecimento dos assuntos abordados neste estudo. Como sugestão ficam: O estudo de tempos ótimos de resfriamento forçado para formação de microestrutura formada massivamente por Bainita, análise de introdução de esteira de resfriamento aquecida para que o componente fique maior tempo em faixa de temperatura para formação de Bainita, avaliação da variação na microestrutura de acordo com a temperatura a qual o componente é forjado e por fim análise em bancada de fadiga comparando componente com microestrutura formada por martensita revenida e componente com microestrutura formada por bainita.

REFERÊNCIAS

- Aaronson, H. I. **Symposium on the Mechanical Properties of Phase Transformations in Metals**. Institute of Materials, London 1995.
- American Society for Metals. **Metals Handbook, Mechanical Testing and Evaluation**, Ohio: Metals Park, Vol. 3, 4 e 14. Ed., 1988.
- ANDREWS, K.W. **Metal Treatment**. Iron and Steel, 1961.
- ANTONI, Gustavo de Oliveira de. **Shot peening como ferramenta para melhoria de desempenho de componentes automotivos forjados**. 2017.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; CHRISTIAN, J. W. Bainite in steels. **Metallurgical transactions A**, 1990.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels, Microstructure and Properties, Metallurgy and Materials Science**. Edward Arnold Butterworth Heinemann, London, England, 1995.
- BORGENSTAM, Annika; HILLERT, Mats; ÅGREN, John. **Metallographic evidence of carbon diffusion in the growth of bainite**. Acta Materialia, 2009.
- BORTOLETO, Eleir Mundim. **Modelamento numérico-computacional das transformações de fase nos tratamentos térmicos de aços**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica de Projeto de Fabricação) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.
- CALLISTER, Jr. e William, D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**, Editora LTC, São Paulo, 5 ed., 2011.
- CHERNENKOFF, Russell A.; BONNEN, John J. (Ed.). **Recent developments in fatigue technology**. Society of Automotive Engineers, 1997.
- CIMM. **Diagramas Fe-Fe₃C**. Disponível em: <http://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6434diagramasfefesub3subc#.VknjF3arTIV>. Acesso em: 14 out. 2015.

DA COSTA E SILVA, André Luiz V.; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. Edgard Blucher, 2006.

DAVIS, J. R. Alloying. **Understanding the Basics**, ASM International, **Materials Park, OH**, 2001.

DIEHL, Peterson Duarte. **Resfriamento controlado: uma alternativa à normalização em componentes forjados a quente**. 2015.

DIETER, George E.; KUHN, Howard A.; SEMIATIN, S. Lee (Ed.). **Handbook of workability and process design**. ASM international, 2003.

DURAND-CHARRE, Madeleine. **Microstructure of steels and cast irons**. Springer Science & Business Media, 2004.

ELGERT, C., Carolina. **Estudo da Influência da Composição Química e dos Parâmetros de Beneficiamento na Tenacidade e na Resistência Mecânica de Aços para Fixadores com Aplicações em Baixas Temperaturas**. Porto Alegre - RS, 2012.

FLORES, Mariana. Aumentam perdas da indústria brasileira diante da concorrência chinesa **Portal da Indústria**, 2015. Disponível em <http://www.portaldaindustria.com.br/agenciacni/noticias/2015/09/aumentam-perdas-da-industria-brasileira-diante-da-concorrenca-chinesa/>. Acessado em: 02 jun. 2017.

GARCIA DE BLAS, J. C.; PEREIRA, L. C.; MENDES, M. P. **Melhoria das propriedades de aços com microestrutura bainítica através de processamento termomecânico**. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, São Paulo – SP, 2000.

GORNI, Antônio A., **Estudo Traça Relações Entre Microestrutura E Propriedades Mecânicas Em Aços Estruturais**, São Paulo – SP, 2009.

HASSMANN, Augusto. **Estudo comparativo de aço-carbono microligado e aços-carbono ligados para fabricação de parafusos forjados a frio**. 2017. Trabalho de Conclusão de Curso.

HELMAN, Horacio; CETLIN, Paulo Roberto. **Fundamentos da conformação mecânica dos metais**. Artliber, 2005.

JOHNSON, D. R.; BECKER, W. T. Toughness of tempered upper and lower bainitic microstructures in a 4150 steel. **Journal of materials engineering and performance**, 1993.

KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. ASM International, 200

LASCO website disponível em: https://www.lasco.de/umformtechnik/media/archive2/technische_informationen/Hydraulische_Pressen_2018_E.pdf
Acessado em: 02 jun. 2017.

MILITZER, M.; POOLE, W. J.; SUN, W.. **Precipitation hardening of HSLA steels**. Steel research, 1998.

NOVIKOV, I., **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**. Rio de Janeiro, Editora UFRJ, 1994

PICKERING, F. B. **Transformation and hardenability in steels**. Climax Molybdenum Co, 1967.

PORTER, David A.; EASTERLING, Kenneth E.; SHERIF, Mohamed. **Phase Transformations in Metals and Alloys**, CRC press, 1996.

REBECHI, João Guilherme. **Correlações numéricas entre taxas de resfriamento, microestruturas e propriedades mecânicas para o tratamento térmico do aço AISI/SAE 4140**. 2011.

RODRÍGUEZ, J.; MANEIRO, MA Garrido. **A procedure to prevent pile up effects on the analysis of spherical indentation data in elastic-plastic materials**. Mechanics of materials, 2007.

SCHAEFFER, Lirio. **Introdução ao projeto de ferramentas para forjamento a quente em matriz fechada**. Ferramental Revista Brasileira da Indústria de Ferramentais, 2006.

SKOBIR, Danijeja A. **High-Strength Low-Alloy (Hsla) Steels**. Materiali in tehnologije, 2011.

SKUBISZ, Piotr et al. **Effect of deformation degree on properties of forgings after thermomechanical treatment**. Metallurgy and Foundry Engineering, 2006.

Villares Metals. **Power generation catalog**. Disponível em: <http://www.villaresmetalsinternational.com/content/download/35675/396875/file/Power%20Generation%20Catalog.pdf> Acessado em: 08 dez. 2018.

YAMAKAMI, Wyser José; REIS, Maria Beatriz. **ELIMINAÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO USANDO RESFRIAMENTO CONTROLADO.**, 2005

ANEXOS

Tabela 6 Resultado do ensaio de resistência à tração peças temperadas e revenidas.

CP	Rm (MPa)	Rp (MPa)	A (%)
1	840	758	18,2
2	879	801	18,6
3	865	763	17,9
4	864	780	17,7
5	844	758	17,3
6	866	783	17,5

Tabela 7 Resultado do ensaio de resistência à tração peças resfriadas com controle em esteira aberta sem ar forçado.

CP	Rm (MPa)	Rp (MPa)	A (%)
1	752	550	17
2	759	556	18
3	750	548*	17

*valor abaixo do valor especificado.

Tabela 8 Resultado do ensaio de resistência à tração peças resfriadas com controle em esteira aberta com ar forçado por dois ventiladores.

CP	Rm (MPa)	Rp (MPa)	A (%)
1	746	522*	20
2	744	543*	18
3	713	514*	23

*valor abaixo do valor especificado.

Tabela 9 Resultado do ensaio de resistência à tração peças deitadas resfriadas com controle em esteira aberta com ar forçado por 5 ventiladores.

CP	Rm (MPa)	Rp (MPa)	A (%)
1	741	558	18
2	742	548*	19
3	738	554	19

*valor abaixo do valor especificado.

Tabela 10 Resultado do ensaio de resistência à tração peças em pé resfriadas com controle em esteira aberta com ar forçado por 5 ventiladores.

CP	Rm (MPa)	Rp (MPa)	A (%)
1	739	558	19
2	732	524*	18
3	719	518*	19

*valor abaixo do valor especificado.

Tabela 11 Resultado do ensaio de resistência à tração peças resfriadas em água durante 20 segundos e resfriadas ao ar calmo.

CP	Rm (MPa)	Rp (MPa)	A (%)
1	781	684	16
2	763	685	17
3	775	680	17