



Graduação Pós-Graduação
 Artigo completo Relato de prática Resumo expandido

Influência da Microestrutura Inicial e dos Parâmetros de Tratamento de Cementação sobre as Propriedades Mecânicas do Aço DIN 16MnCrS5

Luciane Rodrigues Adorno
Universidade Federal de Santa Catarina
lucianerodriguesadorno@gmail.com

RESUMO

A cementação é um processo termoquímico amplamente utilizado para aumentar a resistência ao desgaste de aços sem comprometer a tenacidade do núcleo. No aço DIN 16MnCrS5, os efeitos de diferentes ciclos de cementação permanecem pouco explorados, configurando uma lacuna relevante na literatura. Este estudo investigou sistematicamente a influência de tempo, temperatura e taxa de resfriamento sobre as propriedades mecânicas e microestruturais do material. Foram avaliados quatro ciclos de tratamento: o processo industrial atual e três variações, incluindo ajustes na difusão de carbono e alterações na perlização. A caracterização incluiu ensaios de dureza Rockwell e Vickers, microdureza para determinação da profundidade da região endurecida, microscopia óptica e eletrônica de varredura, e difração de raios X para quantificação da austenita retida e avaliação do tamanho de grão. Os resultados demonstraram que ajustes no tempo de difusão e na concentração de carbono reduziram significativamente a retenção de austenita e aumentaram a uniformidade da camada endurecida. As modificações nos parâmetros do ciclo permitiram reduzir o tempo de tratamento sem comprometer a dureza superficial, embora tenham influenciado a profundidade da região endurecida. Conclui-se que o controle rigoroso dos parâmetros de cementação é essencial para previsibilidade microestrutural e otimização do desempenho do aço DIN 16MnCrS5, demonstrando uma contribuição relevante ao avanço científico na área.

Palavras-chave: cementação; aço DIN 16MnCrS5; propriedades mecânicas



1 INTRODUÇÃO

Os aços para cementação desempenham um papel crucial na fabricação de componentes mecânicos que exigem alta resistência ao desgaste e tenacidade no núcleo. Entre esses materiais, destaca-se o aço DIN 16MnCrS5, uma liga amplamente utilizada na indústria automotiva e metalúrgica para a fabricação de engrenagens, eixos e outros elementos submetidos a carregamentos dinâmicos. Esse aço apresenta composição química balanceada, contendo cromo e manganês, que conferem boa temperabilidade e permitem a aplicação de tratamentos térmicos para a obtenção de superfícies endurecidas e núcleos dúcteis [1].

Diversos equipamentos mecânicos apresentam componentes que necessitam, para seu funcionamento, resistir ao desgaste e às altas tensões mecânicas aplicadas [2]. Dentre estes componentes, podem ser citadas as engrenagens, as quais devem apresentar mínimo desgaste superficial, como também tenacidade, já que estão sujeitas a variações de carregamento. Para o tratamento térmico destas peças, procede-se com o tratamento térmico de têmpera, o qual contribui para a obtenção de alta dureza. Porém, pode conduzir a um endurecimento também do núcleo da peça, reduzindo sua resistência aos choques. Neste tratamento, são necessários aços com teores mais elevados de carbono e/ou elementos de liga, entretanto, isto prejudica o processo prévio de conformação das peças, já que reduz a sua tenacidade inicial [2 e 3].

A escolha do aço adequado e a definição de um ciclo de tratamento térmico eficiente são aspectos fundamentais para garantir o desempenho mecânico dos componentes produzidos. No caso do aço DIN 16MnCrS5, a cementação seguida de têmpera permite a obtenção de uma camada superficial endurecida, mantendo um núcleo tenaz. No entanto, o processo de tratamento térmico pode gerar variações dimensionais indesejadas, como empenamentos e distorções, que afetam a precisão geométrica das peças. Essas deformações podem comprometer a funcionalidade dos componentes, tornando necessário um controle rigoroso dos parâmetros térmicos empregados [2].

Embora o aço DIN 16MnCrS5 seja amplamente utilizado em componentes mecânicos, a influência de diferentes ciclos de tratamento térmico sobre suas propriedades mecânicas e microestruturais ainda demanda estudos aprofundados. O problema central desta pesquisa reside na necessidade de compreender como variações nos parâmetros de cementação e têmpera afetam a microestrutura e propriedades mecânicas finais das peças fabricadas com esse aço.

A crescente demanda por componentes mecânicos de alto desempenho exige materiais com propriedades otimizadas para resistir a condições severas de operação. O aço DIN



16MnCrS5 destaca-se como uma alternativa viável devido à sua capacidade de endurecimento superficial e boa processabilidade. No entanto, a necessidade de otimizar os tratamentos térmicos, reduzindo custos operacionais, garantindo estabilidade dimensional e propriedades mecânicas, torna-se um desafio técnico relevante [3].

Estudos já investigaram o comportamento de aços de cementação submetidos a tratamentos térmicos, destacando os efeitos da cementação, têmpera e revenido nas propriedades mecânicas e microestruturais. Pesquisas recentes apontam que a otimização dos ciclos térmicos pode minimizar variações dimensionais e melhorar a resistência ao desgaste, sem comprometer a tenacidade do núcleo. No entanto, há uma carência de estudos específicos voltados para o DIN 16MnCrS5, especialmente no que diz respeito à relação entre diferentes tempos e temperaturas de tratamento térmico e suas consequências para o desempenho mecânico das peças [4 e 5]. Nesse contexto, a pesquisa pretende preencher lacunas na literatura sobre os efeitos de diferentes ciclos térmicos nesse aço, fornecendo dados experimentais que possam ser utilizados no meio acadêmico e na indústria.

Este trabalho busca investigar três ciclos de tratamento termoquímico, tomando por referência o aço DIN 16MnCr5S, avaliando os impactos de variações nos tempos e temperaturas do processo sobre suas propriedades mecânicas finais. A caracterização detalhada dos materiais tratados permitirá correlacionar os efeitos do tratamento térmico com a microestrutura resultante, fornecendo subsídios para otimização do processo sem comprometer o desempenho das peças.

2 REVISÃO DA LITERATURA

SISTEMA FERRO-CARBONO

Os aços são ligas metálicas compostas principalmente por ferro e carbono, que contém de 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de possuir certos elementos residuais provenientes dos processos de fabricação [6]. De acordo com as propriedades desejadas, elementos de liga podem ser adicionados em concentrações específicas, bem como submetidos a tratamentos térmicos para adequação às exigências do componente a ser fabricado.

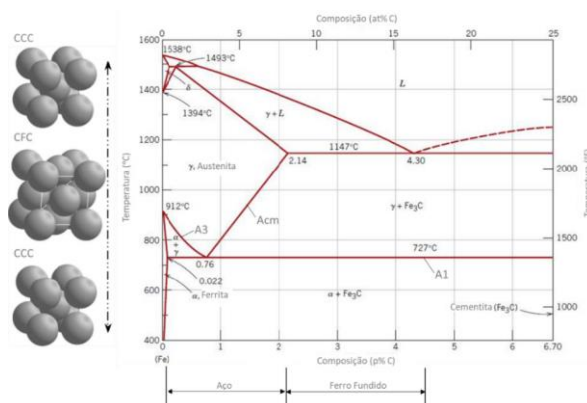
Os aços são considerados as ligas industriais mais versáteis devido à ampla gama de propriedades mecânicas, físicas e químicas que podem apresentar, influenciadas diretamente pela composição química e microestrutura [7 e 8]. Para compreender as transformações estruturais desses materiais, é essencial a análise do diagrama ferro-carbono (Fe-C), que

representa a relação entre temperatura, composição e estrutura de fases que se formam pela combinação de ferro e carbono sob condições de equilíbrio [9].

É importante salientar que esse diagrama representa um equilíbrio metaestável entre o ferro e o carboneto de ferro (Fe_3C), uma vez que, durante a solidificação e o resfriamento acelerado empregados na produção industrial, a taxa de resfriamento impede a formação de grafita e favorece a estabilização da cementita, com isso impede que o equilíbrio termodinâmico seja alcançado [9].

O diagrama Fe-C, representado na Figura 1, mostra as transformações microestruturais que ocorrem no aço, desde o ferro puro até a formação da cementita, um carboneto de ferro contendo 6,7% em massa de carbono, onde os princípios fundamentais desse sistema influenciam o comportamento até mesmo dos aços de liga mais complexos [10 e 11].

Figura 1: Diagrama de fases Fe-C ilustrando as transformações que ocorrem na estrutura cristalina do ferro puro.



Fonte: [6]

No eixo vertical à esquerda do diagrama de fases, são apresentadas as estruturas cristalinas alotrópicas do ferro puro, as quais atuam como sítios para a formação das soluções sólidas de carbono no ferro [7]. Durante a solidificação, a primeira fase a se formar é a ferrita delta (δ), cuja estabilidade a temperaturas elevadas a torna irrelevante do ponto de vista tecnológico. Com o resfriamento contínuo abaixo de 1667 K (1394 °C), a ferrita δ se transforma em austenita (ferro gama, γ), que apresenta uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). A estabilidade da austenita se mantém até aproximadamente 912 °C, temperatura na qual ocorre uma transformação polimórfica, convertendo sua estrutura em cúbica de corpo centrado (CCC), formando a ferrita alfa (α), a fase estável do ferro puro a temperaturas ambientes [6].

A alteração da estrutura cristalina durante as transformações de fase desempenha um

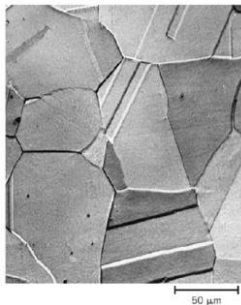
papel crucial nos tratamentos térmicos dos aços, pois influencia diretamente a solubilidade do carbono na matriz metálica. Enquanto a austenita pode dissolver até 2,11% de carbono a 1148 °C, a ferrita alfa apresenta uma solubilidade extremamente limitada, inferior a 0,008% [12].

Conseqüentemente, a elevada solubilidade do carbono na austenita permite a formação de soluções sólidas supersaturadas por meio de um resfriamento rápido a partir do campo austenítico. Esse processo leva à geração de constituintes microestruturais que não são descritos diagrama Fe-C, mas são de extrema relevância para a engenharia dos materiais [10 e 12].

DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA

A decomposição da austenita em compostos carbono-ferro mais estáveis durante o resfriamento é um fenômeno de extrema relevância, pois a transformação dessa fase influencia diretamente a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas dos aços [13 e 14]. A austenita, sendo uma solução sólida monofásica de ferro e carbono com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), mantém-se estável a temperaturas superiores a 727 °C, dependendo do teor de carbono [6 e 7]. A Figura 2 mostra a micrografia da fase austenítica.

Figura 2: Micrografia da fase austenítica com ampliação de 325×.



Fonte: [6]

A estrutura final dos aços, obtida a partir do resfriamento do campo austenítico, é altamente influenciada pela temperatura de transformação e pela taxa de resfriamento. Sob resfriamento lento, formam-se fases como ferrita, perlita e cementita, previstas no diagrama Fe-C. Já um resfriamento acelerado pode promover a formação de constituintes metaestáveis, como bainita e martensita, onde sua formação é descrita pelas curvas tempo-temperatura-transformação (TTT) [9]. Além da temperatura e da taxa de resfriamento, a composição química do aço, incluindo o teor de carbono e a presença de elementos de liga, determina quais microconstituintes se formarão.

A transformação da austenita pode ocorrer devido a difusão atômica, cisalhamento ou

uma combinação de ambos [9]. O mecanismo difusional caracteriza-se pela movimentação e rearranjo dos átomos, sendo um processo reconstrutivo relativamente lento. Por outro lado, a transformação por cisalhamento é praticamente instantânea, ocorrendo por deformação da rede cristalina sem difusão significativa. A transformação por cisalhamento modifica a disposição atômica da rede, alterando a forma macroscópica do cristal sem modificar a composição química, mantendo a correspondência atômica entre os átomos da matriz e do produto reticulado [15].

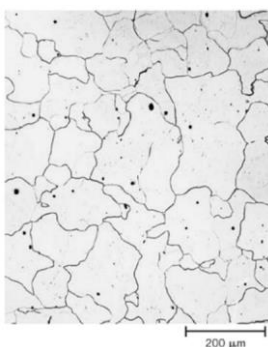
Na transformação difusional, a fase resultante pode apresentar uma composição distinta da fase matriz, pois os átomos se redistribuem ao longo do processo, resultando em uma reconstrução completa da rede cristalina. Esse comportamento é fundamental para a modificação das propriedades mecânicas do aço, pois permite a obtenção de estruturas mais homogêneas ou controladas para aplicações específicas [7 e 15].

O entendimento dos mecanismos de transformação da austenita e das condições que favorecem a formação de diferentes constituintes microestruturais possibilita a otimização dos processos de tratamento térmico, visando aprimorar as propriedades dos materiais para atender às exigências industriais e operacionais.

Ferrita

A ferrita é uma fase estável à temperatura ambiente, caracterizando-se por sua elevada ductilidade. Sua solubilidade limitada em carbono deve-se à estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), cujas posições intersticiais dificultam o arranjo dos átomos de carbono [6]. A ferrita, com sua micrografia ilustrada na Figura 3, forma-se por difusão, nucleando preferencialmente nos contornos de grão da austenita. Com o aumento da taxa de resfriamento, pode também nucleação no interior do grão austenítico, formando diferentes morfologias. [9].

Figura 3: Micrografia da ferrita α com grão equiaxiais. Ampliação de 90 \times .

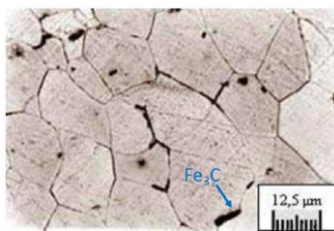


Fonte: [6]

Cementita

A cementita cuja micrografia está ilustrada na Figura 4, é um composto intermediário metaestável com estrutura cristalina ortorrômbica e 6,7% de carbono em massa. Forma-se quando a solubilidade do carbono na ferrita é excedida [8, 16]. Trata-se de uma fase dura e frágil, sendo encontrada nos aços em quantidades controladas [6 e 8].

Figura 4: Micrografia de uma estrutura ferrítica (matriz clara) com nucleações de cementita (pontos escuros).



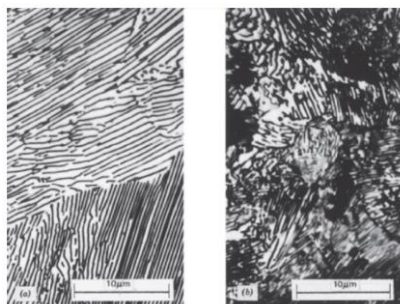
Fonte: [7]

Perlita

A perlita cuja microestrutura está representada na Figura 5, resulta da decomposição da austenita por crescimento simultâneo e cooperativo de ferrita e cementita [7]. Apresenta microestrutura lamelar, conferindo-lhe propriedades intermediárias entre seus constituintes [6].

A matriz ferrítica da perlita contribui para sua ductilidade, enquanto a cementita reforça sua dureza e resistência ao desgaste. A redução do espaçamento interlamelar, promovida por taxas de resfriamento mais elevadas, resulta em maior resistência e tenacidade [8 e 16]. A taxa de resfriamento e a temperatura de transformação determinam o espaçamento interlamelar e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas finais [16].

Figura 5: Micrografia de (a) perlita grosseira, (b) perlita fina (ampliação de 300×) e (c) ilustração esquemática do crescimento da colônia de perlita.



Fonte: [6]

Martensita

A martensita cuja micrografia está representada na Figura 6, é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro, resultante do resfriamento rápido da austenita [6 e 15]. Forma-se sem difusão, por cisalhamento da estrutura cristalina, sendo uma transformação atérmica [6, 9 e 16]. Essa transformação provoca mudanças na estrutura cristalina, passando de cúbica de face centrada (CFC) para tetragonal de corpo centrado (TCC), o que resulta em uma expansão volumétrica [6 e 16]. A dureza da martensita está diretamente relacionada ao teor de carbono dissolvido na austenita [7 e 8].

Figura 6: Micrografia da microestrutura martensítica. Grãos em forma de agulha representam a fase martensítica e as regiões brancas são a austenita retida, que não se transformou durante o resfriamento brusco. Ampliação de 1220×.

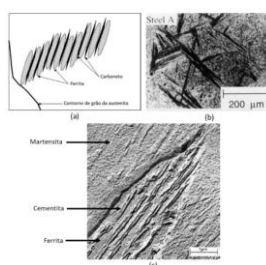


Fonte: [6]

Bainita

A bainita cuja ilustração esquemática está representada na Figura 7, é uma microestrutura composta por ferrita e cementita, possuindo morfologia distinta dependendo da temperatura de transformação [6]. Forma-se em temperaturas intermediárias entre a perlita e a martensita [8 e 16].

Figura 7: (a) Ilustração esquemática da formação da bainita; (b) bainita em um aço onde o crescimento das agulhas é rápido e (c) micrografia eletrônica de transmissão mostrando em detalhes a estrutura de um grão de bainita.



Fonte: [7]

CURVAS DE TRANSFORMAÇÃO

O diagrama Fe-C é útil para prever fases formadas sob resfriamento lento, mas não considera a influência do tempo nas transformações de fase [6]. Para aplicações práticas em tratamentos térmicos, são utilizadas curvas TTT (tempo-temperatura-transformação), que descrevem as transformações em diferentes taxas de resfriamento [8 e 17]. As curvas TTT são classificadas de acordo com o tipo de resfriamento: a curva ITT (Isothermal Time Transformation) representa transformações isotérmicas, enquanto a curva CCT (Continuous Cooling Transformation) descreve transformações sob resfriamento contínuo [9, 18 e 16].

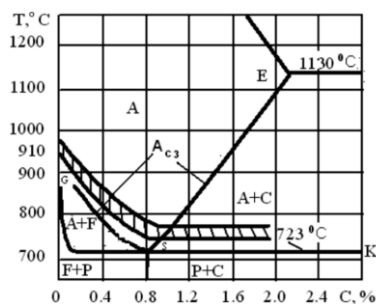
A correta interpretação dessas curvas é essencial para o controle da microestrutura e propriedades finais dos aços. A composição química, o tamanho de grão e a homogeneização da austenita influenciam a posição dessas curvas e, conseqüentemente, a temperabilidade dos aços [17].

TRATAMENTO TÉRMICO DE ENDURECIMENTO DOS AÇOS

Os aços possuem ampla capacidade de resposta a diferentes tipos de tratamentos térmicos, o que justifica sua predominância no setor manufatureiro [19]. A transformação microestrutural promovida por esses processos é fundamental para viabilizar a utilização do aço em aplicações exigentes nos setores de transporte, aeroespacial, construção civil, mineração e bens de consumo. Sem essa modificação, muitos componentes não suportariam as condições de serviço severas a que são submetidos.

Os tratamentos térmicos consistem em um conjunto de processos de aquecimento e resfriamento controlados aplicados a metais e ligas, visando modificar suas propriedades mecânicas e conferir características específicas conforme a necessidade da aplicação [19]. Em geral, esses tratamentos seguem um ciclo bem definido de tempo e temperatura, subdividido em três etapas principais: aquecimento, manutenção na temperatura especificada e resfriamento controlado [18]. Durante a fase de aquecimento, busca-se promover a completa austenitização do aço, garantindo a dissolução homogênea das fases presentes, como carbonetos e elementos de liga, no ferro γ [20]. Para alcançar esse objetivo, recomenda-se um aumento de temperatura não superior a 50 °C acima da linha A3, conforme ilustrado na Figura 8.

Figura 8: Temperatura de austenitização versus teor de carbono no aço. A, austenita; F, ferrita; P, perlita C, cementita.



Fonte: [7]

Elevações excessivas de temperatura podem provocar crescimento exagerado do grão austenítico, comprometendo as propriedades mecânicas do material e favorecendo sua fragilidade [16 e 20]. Além disso, temperaturas excessivamente altas intensificam os fenômenos de oxidação e decarbonetação do aço, resultando em perda de qualidade superficial e impacto negativo no desempenho mecânico [20].

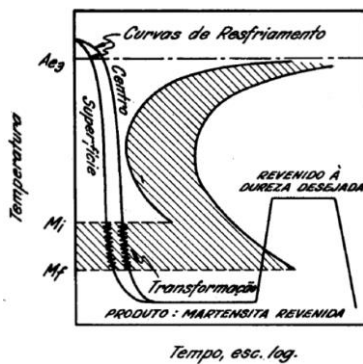
Durante a etapa de manutenção térmica na temperatura de austenitização, o aço permanece em condição controlada para garantir a completa dissolução das fases presentes, promover a homogeneização química da austenita e assegurar a uniformidade térmica em toda a seção transversal do material. No entanto, tempos excessivos nesta condição podem resultar em crescimento acentuado do grão, além de favorecer processos indesejáveis, como oxidação e decarbonetação da superfície do componente [9].

O resfriamento, por sua vez, é o fator crítico para definição da microestrutura final do aço e, conseqüentemente, de suas propriedades mecânicas. A taxa de resfriamento deve ser criteriosamente controlada para assegurar a obtenção da estrutura desejada na profundidade especificada, ao mesmo tempo em que se evita a ocorrência de tensões internas excessivas, distorções geométricas e possíveis falhas estruturais, como trincas ou rupturas [9]. Dessa forma, ao submeter um aço a um ciclo de tratamento térmico, o resultado obtido é fruto da interação de múltiplos fatores, os quais podem impactar positiva ou negativamente a estrutura final e suas propriedades mecânicas. A correta compreensão dos princípios envolvidos em cada etapa do tratamento térmico é essencial para permitir ajustes no processo sem comprometer os requisitos de desempenho do material. A seguir, serão abordados os principais tratamentos térmicos aplicáveis ao presente estudo, enfatizando os conceitos fundamentais, as propriedades alcançadas e os aspectos críticos de cada técnica.

Tempera

A têmpera é um processo de resfriamento acelerado do aço a partir do campo austenítico, usualmente dentro da faixa de temperatura de 815 °C a 870 °C, com o objetivo de evitar as transformações difusionais da perlita e da bainita, promovendo a formação de uma microestrutura predominantemente martensítica [8 e 9]. Para que esse resultado seja obtido, a curva de resfriamento durante a têmpera deve situar-se à esquerda do cotovelo da curva TTT, conforme ilustrado na Figura 9.

Figura 9: Diagrama esquemático de transformação para a têmpera e o revenido.



Fonte: [7]

Do ponto de vista das propriedades mecânicas, a têmpera resulta em um aumento significativo do limite de resistência à tração e da dureza do aço. No entanto, esse processo também acarreta uma elevação da fragilidade, redução da ductilidade e introdução de tensões internas consideráveis, tanto de origem estrutural quanto térmica [6].

As tensões estruturais decorrem da transformação martensítica, enquanto as tensões térmicas surgem devido ao resfriamento não uniforme entre a superfície e o núcleo da peça. Embora essas tensões não possam ser completamente eliminadas, elas podem ser reduzidas ou aliviadas por meio de um tratamento térmico posterior, conhecido como revenido [6].

Além disso, é fundamental que a têmpera garanta a obtenção de uma dureza adequada a uma determinada profundidade do aço tratado. Ou seja, a microestrutura martensítica deve ser homogênea até uma profundidade mínima especificada [8]. A avaliação dessa profundidade é realizada por meio da análise da temperabilidade do aço, que será discutida na seção seguinte.

Temperabilidade

A temperabilidade refere-se à capacidade do aço de desenvolver uma microestrutura endurecida ao longo de sua seção transversal após ser submetido à austenitização e têmpera. Esse conceito está diretamente relacionado à variação da dureza ao longo da profundidade do material e à formação de martensita desde a superfície até o núcleo da peça [9 e 16].

É importante destacar que a temperabilidade não determina a dureza máxima alcançável no aço, pois essa é uma propriedade intrínseca do material e está essencialmente vinculada ao teor de carbono presente na liga. Em contrapartida, a temperabilidade, também conhecida como profundidade de endurecimento, é influenciada por fatores que afetam a formação da martensita, tais como o tamanho e a homogeneidade dos grãos da austenita, a composição química do aço e a taxa de resfriamento aplicada durante o processo [7, 8 e 16].

Adicionalmente, a temperabilidade do aço pode ser caracterizada através das curvas TTT. Quando essas curvas encontram-se deslocadas para tempos maiores (à direita no gráfico), a estabilidade da austenita é superior, indicando uma maior temperabilidade do material. Dessa forma, os fatores mencionados não apenas influenciam a capacidade do aço de formar martensita, mas também impactam diretamente as curvas de transformação do material [7].

Nos tópicos seguintes, serão detalhados os principais fatores que afetam as curvas de transformação dos aços e, conseqüentemente, sua temperabilidade.

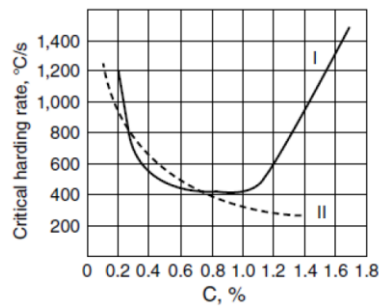
Composição Química

A composição química do aço desempenha um papel essencial na temperabilidade, influenciando diretamente sua capacidade de formar martensita após a têmpera. De maneira geral, quase todos os elementos de liga, com exceção do cobalto, deslocam as curvas de início e fim de transformação para tempos mais longos, desde que estejam completamente dissolvidos na austenita na temperatura de têmpera. Esse deslocamento retarda as transformações difusionais e favorece a obtenção de martensita [6].

Essa alteração no posicionamento das curvas ocorre porque, ao atingir a temperatura crítica durante o resfriamento, os elementos de liga se distribuem de duas formas principais: formando carbonetos ou dissolvendo-se na ferrita. Como esses processos exigem um tempo significativo para se completarem, as curvas de transformação são deslocadas para intervalos de tempo mais longos, resultando na diminuição da taxa crítica de resfriamento necessária para a formação da martensita [7].

O teor de carbono tem um impacto substancial na temperabilidade dos aços, pois afeta diretamente a taxa crítica de resfriamento [7]. A Figura 10 ilustra essa relação, demonstrando que, para uma composição eutetóide (~0,8% C), a taxa mínima de endurecimento é observada devido à presença de núcleos de cementita que auxiliam na precipitação da austenita. Porém, quando o teor de carbono é inferior a 0,4%, a taxa crítica de resfriamento aumenta significativamente, podendo dificultar a formação de uma microestrutura martensítica.

Figura 10: Diagrama esquemático de transformação para a têmpera e o revenido.



Fonte: [7]

Tamanho do Grão Austenítico

O processo de formação da perlita inicia-se nos contornos dos grãos da austenita, tornando esses locais preferenciais para a nucleação da transformação difusional. Durante o resfriamento do aço, um tamanho de grão maior implica em uma menor área de nucleação para a perlita, favorecendo a formação da martensita [6]. No entanto, a presença de grãos austeníticos de grandes dimensões compromete as propriedades mecânicas do material.

Além disso, na transformação da austenita em martensita, as placas martensíticas se desenvolvem dentro dos grãos austeníticos. Dessa forma, um superaquecimento excessivo acima da temperatura crítica gera grãos grosseiros de austenita, o que resulta em placas martensíticas de maior dimensão e em uma maior quantidade de austenita retida. Esse fenômeno reduz a dureza final do aço [7].

Dessa maneira, na prática, a obtenção de uma estrutura com grãos finos é mais desejável, especialmente em aplicações que exigem boas propriedades mecânicas. Para alcançar esse refinamento do grão, recomenda-se o aquecimento do aço ligeiramente acima da temperatura A_{c3} durante a têmpera, seguido de um tempo de permanência adequado a essa temperatura. Esse refinamento ocorre por meio da recristalização, pois a nucleação da austenita acontece em múltiplos centros, promovendo a formação de grãos mais finos, independentemente da microestrutura final do aço, seja ela perlítica, ferrítica ou martensítica [7]. Outra abordagem utilizada para refinar o tamanho do grão é a transformação da austenita em perlita. Quando um grão austenítico se decompõe em colônias de perlita, cada colônia pode ser considerada um novo grão, contribuindo para o refinamento da estrutura do material [7].

Homogeneidade da Austenita

A homogeneidade da austenita desempenha um papel fundamental na temperabilidade

dos aços, pois influencia diretamente a cinética de transformação de fase. Quando a distribuição de carbono e elementos de liga não é uniforme, a presença de carbonetos residuais ou regiões enriquecidas em carbono favorece a nucleação da perlita, antecipando a transformação da austenita. Esse fenômeno desloca as curvas TTT para tempos mais curtos, reduzindo assim a temperabilidade do aço [6].

REVENIDO

A microestrutura martensítica resultante da têmpera apresenta alta dureza, mas também um nível elevado de tensões residuais, além de baixa tenacidade e ductilidade, o que limita sua aplicação direta em componentes estruturais [9 e 16]. Para mitigar essas limitações, é necessário um tratamento térmico posterior denominado revenido [6].

O revenido consiste no reaquecimento do aço previamente endurecido a uma temperatura abaixo do ponto crítico, seguido por um resfriamento controlado. Esse processo melhora a ductilidade e a tenacidade, além de ajustar a resistência mecânica do material para níveis desejados. Adicionalmente, o revenido contribui para a redução das tensões internas acumuladas durante a têmpera, melhorando a estabilidade dimensional da peça [8 e 16].

Durante o revenido, a permanência na temperatura estabelecida por um período controlado permite a redistribuição do carbono na microestrutura, promovendo a substituição da martensita supersaturada por fases mais estáveis. Como resultado, ocorre um alívio significativo das tensões e um aumento da tenacidade do material [8].

TRATAMENTO TERMOQUÍMICO DOS AÇOS

Os tratamentos termoquímicos são empregados para modificar seletivamente as propriedades superficiais dos aços, promovendo a adição de elementos como carbono, nitrogênio ou boro por meio de processos difusionais. Esse enriquecimento superficial proporciona um aumento significativo na dureza e resistência ao desgaste, enquanto o núcleo do material mantém sua ductilidade e tenacidade [9 e 16 e 30].

Entre os elementos mais utilizados nesses tratamentos, destacam-se o carbono e o nitrogênio, pois possuem elevada solubilidade no ferro por meio do mecanismo intersticial e apresentam alta taxa de difusão, permitindo a penetração a profundidades consideráveis. Os processos termoquímicos podem ser conduzidos em meios sólidos, líquidos ou gasosos, sendo os últimos os mais comuns devido à maior velocidade de difusão dos elementos na matriz metálica [7 e 16]. De modo geral, os tratamentos termoquímicos baseados em atmosferas

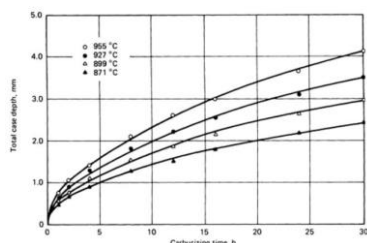
gasosas são conduzidos de forma isotérmica, pois o processo de difusão ocorre a uma taxa relativamente lenta e requer um tempo adequado para assegurar a transferência de massa entre a atmosfera gasosa e o substrato metálico. Assim, o tempo de processamento é diretamente determinado pela taxa de difusão dos elementos adicionados [7 e 31].

Cementação Gasosa

Os aços destinados à cementação geralmente apresentam um teor de carbono entre 0,15% e 0,25%, permitindo que, após o enriquecimento superficial, possam ser submetidos à têmpera em óleo. Após o processo de cementação, a concentração de carbono na superfície do material atinge valores entre 0,7% e 1,0%, resultando em uma microestrutura predominantemente martensítica [7].

A profundidade de difusão do carbono depende diretamente do tempo e da temperatura do tratamento. Inicialmente, a taxa de penetração do carbono é elevada, diminuindo gradativamente à medida que a austenita se satura, reduzindo a velocidade da cementação, conforme ilustrado na Figura 11. Temperaturas mais elevadas no processo favorecem uma maior penetração da camada cementada [6].

Figura 11: Influência do tempo e da temperatura na penetração superficial de carbono.



Fonte: [8].

O procedimento de cementação consiste no aquecimento do aço até a faixa de temperatura do campo austenítico, geralmente entre 850 °C e 950 °C, em uma atmosfera controlada rica em carbono. Essa etapa possibilita a difusão do carbono na matriz metálica, criando um gradiente de concentração entre a superfície e o núcleo da peça. Posteriormente, o aço passa por um processo de têmpera e revenimento para promover a formação da martensita e reduzir as tensões residuais originadas pelo tratamento térmico [7, 9 e 30].

Os gases utilizados na cementação gasosa incluem monóxido de carbono e hidrocarbonetos como gás natural e propano. No entanto, esses compostos são excessivamente ricos em carbono para aplicação direta, sendo necessária a adição de gases redutores ou de

arraste, como o gás endotérmico, frequentemente gerado em sistemas externos. A uniformidade da atmosfera dentro do forno é assegurada pela circulação forçada dos gases, garantindo uma distribuição homogênea do potencial de carbono e da temperatura ao longo do processo [6].

AÇO DIN 16MnCrS5

O aço DIN 16MnCrS5 pertence à categoria dos aços de baixo teor de carbono, com uma faixa de concentração entre 0,10% e 0,25%, sendo amplamente utilizado em processos de cementação [7]. A composição química detalhada desse aço pode ser observada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química do aço DIN 16MnCrS5.

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
%Máx em massa	0,19	0,40	1,30	0,025	0,040	1,10	-	-	0,40
%Mín em massa	0,14	0,15	1,00	-	0,020	0,80	-	-	-

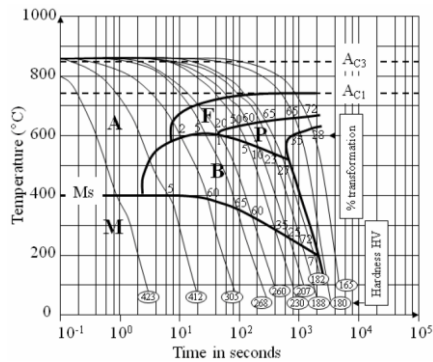
Fonte: [22]

Ao analisar sua composição, verifica-se que os teores de elementos de liga são relativamente baixos, sendo o manganês (Mn) o elemento predominante, seguido pelo cromo (Cr). Ambos os elementos desempenham um papel fundamental no aumento da temperabilidade do aço, pois deslocam as curvas de transformação difusional para tempos mais longos, reduzindo a taxa de difusão e favorecendo a formação da martensita. Além disso, esses elementos contribuem diretamente para o aumento da dureza do material [6, 9 e 21].

O aço DIN 16MnCrS5 é classificado como um aço hipoeutetóide, pois apresenta um teor máximo de 0,19% de carbono em massa. Após o endurecimento, esse material se caracteriza por uma elevada dureza superficial e uma excelente resistência ao desgaste, enquanto o núcleo mantém uma elevada tenacidade, garantindo resistência a impactos e fadiga [22]. Graças a essas propriedades, esse aço é amplamente empregado na fabricação de engrenagens, uma vez que esses componentes requerem uma combinação de elevada dureza na superfície para resistir ao desgaste abrasivo e boa tenacidade no núcleo para absorver impactos inerentes ao funcionamento do sistema de engrenamento.

O tratamento térmico mais comum para esse aço é a cementação, seguida por têmpera e revenimento. A Figura 12 apresenta a curva CCT (Continuous Cooling Transformation) para esse material, ilustrando suas transformações microestruturais em função das condições de resfriamento.

Figura 12: Curva de transformação por resfriamento contínuo (CCT) de um aço DIN 16MnCrS5.



Fonte: [25]

3 PROCEDIMENTOS METODOLÓGICOS

Neste capítulo, serão apresentados os materiais, equipamentos e procedimentos empregados na realização dos testes de tratamento térmico, bem como as metodologias que serão utilizadas para a análise dos respectivos resultados. Para a realização dos testes de tratamento térmico, serão selecionadas amostras de engrenagens motoras usinadas fabricadas em aço DIN 16MnCrS5. Execução dos testes: Serão avaliados três ciclos de tratamento termoquímico com o objetivo de mensurar as alterações provocadas pela mudança no ciclo de tratamento termoquímico, além da condição atual do processo, seguindo conforme procedimento experimental da figura 13. Os testes serão conduzidos para avaliar a influência da têmpera direta nos componentes. Nessas condições, o percentual de carbono na etapa de difusão, quando realizada, é reduzido de 0,95% para 0,50%, visando homogeneizar a quantidade de carbono nos componentes e, conseqüentemente, minimizar a retenção de austenita na camada endurecida.

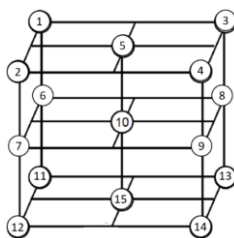
Figura 13: Fluxograma experimental.



Fonte: Autora, 2025.

As amostras foram submetidas à têmpera em óleo agitado, com temperatura de aproximadamente 60 °C, seguida pelo processo de revenido, que foi realizado por 2 horas a 180 °C, com resfriamento ao ar. Ressalta-se que os parâmetros das etapas de têmpera e revenido não foram alterados e que os testes foram conduzidos utilizando uma carga de sucatas de engrenagens com massa aproximada de 380 kg. As 15 amostras analisadas foram posicionadas conforme o esquema da Figura 14.

Figura 14. Desenho esquemático mostrando o posicionamento das amostras no forno. Fonte: Autora, 2025.



Fonte: Autora, 2025.

Teste 1- Condição atual com tratamento térmico com perlitização: Atualmente, o processo aplicado aos componentes inclui uma etapa de perlitização, que consiste no resfriamento controlado a partir da temperatura de enriquecimento até a faixa de formação da perlita. Essa etapa tem como principal objetivo homogeneizar a microestrutura do material para a fase subsequente. Além disso, devido à mudança de fase que ocorre durante o processo, há a possibilidade de refinamento do tamanho de grão austenítico. A Tabela 2 detalha as etapas e os parâmetros empregados no processo atualmente.

Tabela 2. Parâmetros utilizados no processo de tratamento térmico com perlitização.

Teste 1 - Processo Atual				
Etapa	Descrição	Valores nominais		Tempo de Execução [min]
		Temp [°C]	Cp [%]	
1	Transferência	-	-	20
2	Aquecimento Endo	820	0,7	10
3	Aquecimento Propano	960	0,7	45
4	Enriquecimento	960	0,95	555
5	Perlitização	800	0,5	90
6	Resfriamento	800	0,7	12
7	Austenitização	800	0,7	90
8	Transferência	800	0,7	1
9	Têmpera em óleo	-	-	32
10	Saída	-	-	3
Tempo total em minutos				858

Fonte: Autora, 2025.

Teste 2- Têmpera direta com eliminação da perlitação: A têmpera direta consiste no resfriamento rápido do aço diretamente da temperatura de enriquecimento para a de austenitização. Para avaliar a microestrutura formada e as propriedades mecânicas obtidas a partir desse processo, serão utilizados os parâmetros apresentados na Tabela 3.

Neste teste, o tempo total de tratamento será reduzido devido à eliminação da etapa de perlitação.

Tabela 3. Parâmetros de processo de tratamento térmico com têmpera direta e eliminação de perlitação.

Teste 2 - Eliminação da Perlitação				
Etapa	Descrição	Valores nominais		Tempo de Execução [min]
		Temp [°C]	Cp [%]	
1	Transferência	-	-	20
2	Aquecimento Endo	820	0,7	10
3	Aquecimento Propano	960	0,7	45
4	Enriquecimento	960	0,95	555
5	Perlitação	-	-	0
6	Resfriamento	800	0,7	12
7	Austenitização	800	0,7	90
8	Transferência	800	0,7	1
9	Têmpera em óleo	-	-	32
10	Saída	-	-	3
Tempo total em minutos				768

Fonte: Autora, 2025.

Teste 3- Têmpera direta com uma hora de difusão: No teste 3 foi realizado uma alteração substituindo a perlitação pela difusão por uma hora, com o objetivo de comparar os efeitos das propriedades obtidas na difusão por uma hora.

A análise permitirá verificar se essa redução do tempo de difusão será suficiente para garantir uma distribuição adequada do carbono, minimizando potenciais efeitos adversos, como crescimento do tamanho de grão e retenção excessiva de austenita. A Tabela 4 apresenta as etapas e parâmetros do processo.

Tabela 4: Parâmetros de processo de tratamento térmico com têmpera direta com uma hora de difusão.

Teste 3 - Têmpera Direta (1 hora difusão)				
Etapa	Descrição	Valores nominais		Tempo de Execução [min]
		Temp [°C]	Cp [%]	
1	Transferência	-	-	20
2	Aquecimento Endo	820	0,7	10
3	Aquecimento Propano	960	0,7	45
4	Enriquecimento	960	0,95	555
5	Difusão	960	0,5	60
6	Resfriamento	800	0,7	12
7	Austenitização	800	0,7	90
8	Transferência	800	0,7	1
9	Têmpera em óleo	-	-	32
10	Saída	-	-	3
Tempo total em minutos				828

Fonte: Autora, 2025.

Teste 4- Têmpera direta com aumento do carbono para 1,00% e tempo de enriquecimento reduzido: O quarto ciclo de cementação foi desenvolvido com modificações estratégicas em relação ao processo padrão. As principais alterações consistiram no aumento da concentração de carbono durante a etapa de enriquecimento, de 0,95% para 1,00%, e na redução significativa do tempo dessa etapa, de 555 minutos para 331 minutos. Além disso, foi incluída uma etapa de difusão de 60 minutos a 960 °C, com potencial de carbono em 0,50%.

A lógica dessas modificações está relacionada à busca por maior eficiência do processo, reduzindo o tempo total de execução sem comprometer a formação da camada endurecida. O enriquecimento em menor tempo, associado à difusão subsequente, favorece a homogeneidade na distribuição de carbono e possibilita um perfil de camada adequado, conciliando produtividade e propriedades mecânicas dentro das especificações técnicas. A Tabela 5 apresenta as etapas e parâmetros do processo do quarto ciclo de cementação.

Tabela 5: Parâmetros de processo de tratamento térmico com têmpera direta, 1,00% de carbono e redução do tempo de enriquecimento.

Teste 4 - Têmpera direta (1,00% de C)				
Etapa	Descrição	Valores nominais		Tempo de Execução [min]
		Temp [°C]	Cp [%]	
1	Transferência	-	-	20
2	Aquecimento Endo	820	0,7	10
3	Aquecimento Propano	960	0,7	45
4	Enriquecimento	960	1	331
5	Difusão	960	0,5	60
6	Resfriamento	800	0,7	12
7	Austenitização	800	0,7	90
8	Transferência	800	0,7	1
9	Têmpera em óleo	-	-	32
10	Saída	-	-	3
Tempo total em minutos				604

Fonte: Autora, 2025.

ESPECIFICAÇÕES APÓS TRATAMENTO TÉRMICO:

Após serem submetidos ao processo de tratamento termoquímico de cementação, seguido de têmpera e revenido, os componentes deverão atender às especificações estabelecidas na Tabela 6.

Tabela 6: Especificações pós-tratamento térmico.

Propriedade	Mínimo	Máximo
Dureza de Superfície (HRC)	60	64
Dureza de núcleo (HRC150)	25	38
EHT (mm)	1,05	1,55
Austenita retida (%)	-	15
Ferrita livre (%)	-	20

Fonte: Autora, 2025.

ANÁLISE DE DUREZA: Os ensaios de dureza foram conduzidos com o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas das superfícies tratadas termicamente. As amostras selecionadas foram submetidas a um lixamento superficial, quando necessário, para a remoção de impurezas e para garantir a precisão das medições. Foram realizadas duas medições de dureza em cada amostra, sendo apresentada neste trabalho a média dos valores obtidos.

DUREZA ROCKWELL C: Os ensaios de dureza Rockwell C (HRC) foram realizados com um durômetro analógico modelo Wolpert, com o objetivo de avaliar, respectivamente, a dureza da superfície e a dureza do núcleo das amostras. A análise de dureza da superfície foi realizada antes do seccionamento e da preparação das amostras, enquanto a dureza do núcleo foi determinada após esses procedimentos.

Para ambas as medições, a aplicação da carga foi automatizada com um tempo de permanência de 11 segundos. A dureza HRC foi mensurada com uma carga de 150 kgf.

DUREZA VICKERS: A dureza Vickers (HV) foi mensurada para a caracterização da dureza de superfície das amostras, uma vez que esse método permite uma avaliação mais detalhada da variação de dureza ao longo da camada cementada. Os ensaios foram realizados em um durômetro automático modelo KB Prüftechnik GmbH, empregando uma carga de 10 kg e um tempo de aplicação automatizado de 11 segundos.

ANÁLISE DA CAMADA CEMENTADA: A profundidade efetiva da camada cementada foi determinada por meio de ensaios de microdureza, utilizando um microdurômetro modelo Microtest. Os ensaios foram conduzidos de acordo com as diretrizes estabelecidas na norma ISO 18203 [3]. Conforme especificado pela norma, a camada cementada (Eht) ou Case Hardening Depth (CHD) é definida como a distância perpendicular entre a superfície da amostra e a região cuja dureza atinge 550 HV. Os ensaios foram realizados com uma carga de 1 kgf e um tempo de aplicação automatizado de 11 segundos.

ANÁLISE DA MICROESTRUTURA: A caracterização microestrutural é uma etapa essencial na avaliação dos efeitos dos tratamentos térmicos sobre os materiais, pois permite a identificação das fases presentes e a análise da morfologia da camada cementada. Neste estudo, a microestrutura será investigada por meio de microscopia óptica (MO), técnica amplamente utilizada na caracterização de aços tratados termicamente.

Microscopia óptica (MO): A microscopia óptica foi empregada como uma ferramenta inicial para a observação das transformações microestruturais decorrentes das diferentes condições de tratamento térmico, onde será utilizado um microscópio Zeiss Axiola5 que oferece ampliação na faixa de 50 até 1000 vezes, garantindo a obtenção de imagens de alta resolução. As amostras foram previamente preparadas por meio de corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque



químico, utilizando reagentes adequados para evidenciar as estruturas metalográficas. O ataque com nital 5% (solução de ácido nítrico em etanol) foi utilizado para destacar os contornos de grão e as diferentes fases presentes no material. A análise metalográfica possibilita a avaliação qualitativa da distribuição da camada cementada, permitindo verificar a uniformidade do enriquecimento de carbono, a presença de segregações e possíveis descontinuidades no material. Além disso, a microscopia óptica permitirá a verificação da granulação da austenita e a observação de potenciais regiões de austenita retida, que podem comprometer as propriedades mecânicas da peça tratada.

ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX): A difração de raios X (DRX) foi utilizada para a quantificação da fração volumétrica de austenita retida e para a identificação das fases presentes na microestrutura resultante dos diferentes tratamentos térmicos aplicados. A presença de austenita retida é um fator crítico na performance dos aços cementados, pois pode influenciar negativamente a resistência ao desgaste e a estabilidade dimensional das peças.

A técnica de DRX baseia-se na interação dos raios X com os planos cristalográficos do material, gerando um padrão de difração característico de cada fase presente. Para este estudo, foram utilizadas amostras previamente preparadas e analisadas em um difratômetro de raios X operando com radiação $\text{Cu-K}\alpha$, varrendo um intervalo de ângulos de difração (2θ) adequado para a identificação das fases típicas do aço cementado, como martensita, austenita retida, carbonetos e ferrita.

QUANTIFICAÇÃO DA AUSTENITA RETIDA: A fração volumétrica de austenita retida foi determinada utilizando o método de integração das intensidades dos picos de difração das fases presentes. A presença da austenita foi identificada por meio dos seus principais picos de difração, normalmente observados nos planos $\{111\}$, $\{200\}$ e $\{220\}$. A quantificação foi realizada com o método de comparação das áreas dos picos correspondentes às fases martensítica e austenítica. A análise de DRX permite verificar se a inclusão ou exclusão de determinadas etapas do processo térmico influencia a estabilização da austenita retida, fornecendo uma base científica para otimizar o tratamento térmico visando a melhoria das propriedades mecânicas e tribológicas do material.

IDENTIFICAÇÃO DAS FASES PRESENTES: Além da quantificação da austenita retida, a difração de raios X possibilita a identificação de outras fases secundárias, como carbonetos

precipitados na camada cementada. A presença de carbonetos do tipo Fe₃C (cementita) ou carbonetos de liga (M₂₃C₆, M₇C₃) pode impactar diretamente a dureza e a resistência ao desgaste do aço. Assim, a análise de DRX é fundamental para entender os mecanismos de endurecimento e as possíveis fragilizações associadas ao tratamento térmico.

TAMANHO DE GRÃO: A determinação do tamanho de grão austenítico foi conduzida conforme o método de comparação, esse procedimento possibilita a caracterização do tamanho de grão planar, ou seja, a avaliação é realizada a partir das seções transversais reveladas pelo plano de corte bidimensional das amostras.

4 DISCUSSÃO E ANÁLISE DOS DADOS

Os quatro ciclos de cementação avaliados permitiram compreender o efeito de diferentes modificações no processo sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço DIN 16MnCrS5. Os parâmetros de dureza superficial, profundidade da camada cementada, dureza de núcleo e aspectos microestruturais foram analisados comparativamente, possibilitando identificar vantagens e limitações de cada ciclo.

Processo Atual (Teste 1)

O ciclo atual apresentou dureza superficial média de 62 HRC, atendendo ao intervalo especificado (62 ± 2 HRC). A profundidade da camada cementada foi de 1,087 mm, valor dentro da faixa de 1,05 a 1,55 mm, e a dureza do núcleo ficou em 29 HRC, também conforme a faixa de 25 a 38 HRC. O tamanho de grão mensurado foi de $7,0 \pm 0,5$.

Tabela 7: Resultados pós-tratamento térmico (Teste 1).

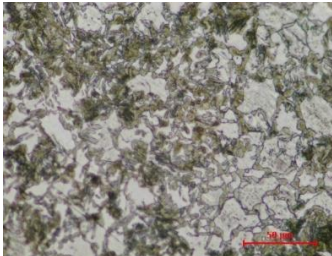
Processo Atual (Teste 1)	
Dureza Superficial (HRC)	62
Dureza de Núcleo (HRC)	29
EHT (mm)	1,087
Austenita retida (%)	9
Ferrita livre (%)	5
Tamanho de grão	$7,0 \pm 0,5$

Fonte: Autora, 2025.

A microestrutura evidenciou uma zona superficial martensítica, com carbonetos distribuídos, seguida por região de transição com bainita e núcleo ferrítico-perlítico. O perfil de dureza indicou transição gradual da superfície até o núcleo, compatível com o desempenho

esperado para este tipo de aço. Apesar de se tratar de um processo robusto e consolidado, o ciclo é relativamente longo, e não apresentou efeito claro da etapa de perlitização no refino de grão austenítico, aspecto frequentemente discutido na literatura.

Figura 15: Micrografia do núcleo. Aumento de 1000x.



Fonte: Autora, 2025.

Figura 16: Distribuição do tamanho de grão em matriz austenítica. Os pontos pretos são a carepa formada devido ao processo de aquecimento e resfriamento brusco da amostra. Ampliação: 100x.



Fonte: Autora, 2025.

Eliminação da Perlitização (Teste 2)

Com a supressão da perlitização, a dureza superficial atingiu 64 HRC, valor superior ao do processo atual. A profundidade da camada cementada foi de 1,36 mm, evidenciando um incremento em relação ao ciclo padrão. A dureza do núcleo foi de 31 HRC, dentro do limite estabelecido. O tamanho de grão mensurado foi de $7,0 \pm 0,5$.

Tabela 8: Resultados pós-tratamento térmico (Teste 2).

Eliminação da Perlitização (Teste 2)	
Dureza Superficial (HRC)	64
Dureza de Núcleo (HRC)	31
EHT (mm)	1,36
Austenita retida (%)	6
Ferrita livre (%)	2
Tamanho de grão	$7,0 \pm 0,5$

Fonte: Autora, 2025.

As micrografias revelaram aumento na espessura da região martensítica endurecida,

com perfil de camada mais espesso e carbonetos distribuídos de forma contínua. Esse comportamento pode ser explicado pela difusão ininterrupta de carbono durante o aquecimento, em virtude da ausência da etapa de perlitização.

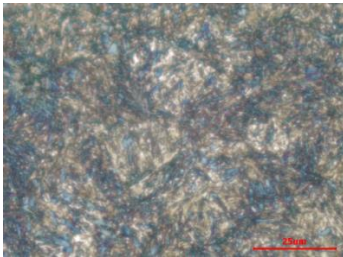
Embora esse mecanismo favoreça maior profundidade de camada, também pode intensificar tensões residuais, impactando a estabilidade dimensional do componente. Embora a austenita retida tenha diminuído para 6%, ainda pode ser otimizada.

Figura 17: Micrografia da região do núcleo da amostra. Aumento de 200x.



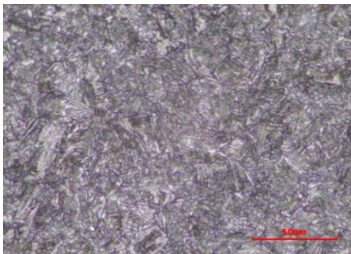
Fonte: Autora, 2025.

Figura 18: Micrografia da região próximo à 1,05 mm. Aumento de 1000x.



Fonte: Autora, 2025.

Figura 19: Micrografia da região do núcleo cementado. Aumento de 1000x.



Fonte: Autora, 2025.

Inclusão da Difusão (Teste 3)

A substituição da perlitização por uma etapa de difusão a 960 °C durante 60 minutos resultou em dureza superficial de 64 HRC, profundidade da camada de 1,14 mm e dureza de

núcleo de 28 HRC. O tamanho de grão mensurado foi de $7,0 \pm 0,5$.

Tabela 9: Resultados pós-tratamento térmico (Teste 3).

Inclusão da Difusão (Teste 3)	
Dureza Superficial (HRC)	64
Dureza de Núcleo (HRC)	28
EHT (mm)	1,14
Austenita retida (%)	5
Ferrita livre (%)	3
Tamanho de grão	$7,0 \pm 0,5$

Fonte: Autora, 2025.

As análises microestruturais mostraram zona superficial martensítica mais homogênea, com menor retenção de austenita em comparação ao processo padrão. A difusão adicional promoveu redistribuição mais uniforme do carbono na austenita, favorecendo transição suave entre superfície e núcleo. Esse resultado corrobora a literatura, que aponta a etapa de difusão como eficiente para reduzir gradientes abruptos de carbono, minimizando variações microestruturais críticas.

Figura 20: Micrografia da região do núcleo da amostra. Aumento 100x.



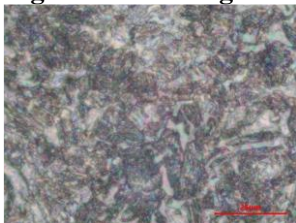
Fonte: Autora, 2025.

Figura 21: Micrografia da região da camada efetiva cementada. Aumento 1000x.



Fonte: Autora, 2025.

Figura 22: Micrografia da região do núcleo cementado. Aumento 1000x.



Fonte: Autora, 2025.

Programa Difusional com 1,00% de carbono (Teste 4)

O ciclo com enriquecimento a 1,00% de carbono por 331 minutos seguido de difusão de 60 minutos, apresentou dureza superficial de 63 HRC, profundidade da camada de 1,077 mm e dureza de núcleo de 28 HRC. A reduzida porcentagem de ferrita livre observada no núcleo das amostras pode ser atribuída ao tempo insuficiente para difusão, o que favoreceu a nucleação dessa fase, mas não possibilitou seu crescimento significativo. O tamanho de grão mensurado foi de $7,0 \pm 0,5$.

Tabela 10: Resultados pós-tratamento térmico (Teste 4).

Programa Difusional-1,00%C (Teste 4)	
Dureza Superficial (HRC)	63
Dureza de Núcleo (HRC)	28
EHT (mm)	1,077
Austenita retida (%)	4
Ferrita livre (%)	2
Tamanho de grão	$7,0 \pm 0,5$

Fonte: Autora, 2025.

As micrografias evidenciaram uma camada superficial martensítica com carbonetos distribuídos de forma homogênea e menor presença de austenita retida em relação ao processo padrão. A difusão controlada e a maior atividade de carbono favoreceram a obtenção de camada cementada uniforme, sem comprometer a dureza do núcleo. Esse resultado confirma que ajustes no enriquecimento e na difusão são capazes de equilibrar eficiência do processo e qualidade microestrutural.

Figura 23: Micrografia da região mais externa até o núcleo. Aumento de 50x.



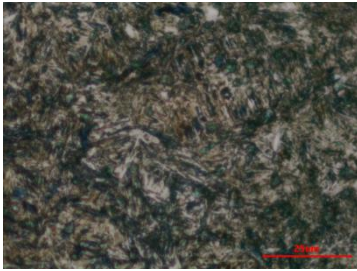
Fonte: Autora, 2025.

Figura 24: Micrografia da região do núcleo. Aumento de 200x.



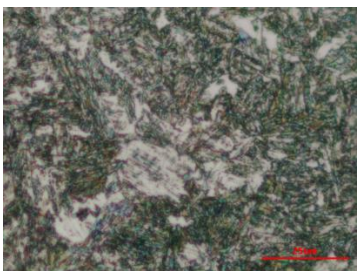
Fonte: Autora, 2025.

Figura 26: Micrografia da região da camada cementada. Aumento de 1000x.



Fonte: Autora, 2025.

Figura 27: Micrografia da região do núcleo cementado. Aumento de 1000x.



Fonte: Autora, 2025.

5 CONCLUSÕES

A comparação dos quatro ciclos permitiu estabelecer tendências claras:

O processo atual (Teste 1) embora estável e dentro das especificações de propriedades mecânicas, não demonstrou benefícios claros da etapa de perlitização em termos de refino de grão, além de apresentar um longo tempo de ciclo e alta austenita retida.

A eliminação da perlitização (Teste 2) resultou na maior profundidade de camada cementada (EHT) e dureza superficial, mas aumentou o risco de distorções dimensionais devido ao perfil de camada mais espesso e à difusão ininterrupta de carbono.

A inclusão de uma etapa de difusão (Teste 3) em substituição à perlitização, foi eficaz e reduziu a retenção de austenita e promoveu homogeneidade microestrutural, favorecendo estabilidade dimensional e previsibilidade do Tratamento. O programa difusional com 1,00% de carbono e tempo de enriquecimento reduzido (Teste 4) demonstrou ser o ciclo mais eficiente, mantendo dureza superficial, profundidade de camada e dureza de núcleo dentro da faixa especificada, com uma microestrutura homogênea e a menor presença de austenita retida entre todos os ciclos. Este ciclo também representa um avanço significativo na redução do tempo de processo para a indústria.

Processos contínuos de austenitização (como no Teste 2, sem perlitização), favorecem

maior profundidade de camada, mas podem aumentar o risco de distorções e variar a austenita retida. Por outro lado, a introdução de uma etapa de difusão (Teste 3 e 4) promove refinamento microestrutural, maior homogeneidade da camada e redução consistente da austenita retida, mesmo com tempos de processo significativamente reduzidos.

A otimização dos parâmetros de cementação, especialmente a combinação de teores de carbono e tempos de difusão, é essencial para equilibrar produtividade e qualidade em aplicações de alta demanda. Assim, a análise confirma que o balanço entre dureza superficial, profundidade da camada e homogeneidade da microestrutura é o fator determinante para o desempenho em serviço do aço DIN 16MnCrS5.

AGRADECIMENTOS

Este estudo foi realizado com o apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), por meio da concessão de bolsa, a qual possibilitou a realização deste trabalho. Agradeço à minha mãe, meu pai, minha irmã e meu irmão, pelo amor, apoio e incentivo em todos os momentos, que me deram forças para seguir meus estudos e enfrentar os desafios do mestrado. Sou grata ao meu orientador, Prof. Dr. Márcio Roberto da Rocha, pela orientação, paciência e valiosas contribuições, que foram essenciais para a realização deste trabalho. A todos que, direta ou indiretamente, colaboraram para a realização deste trabalho, meu sincero agradecimento.

REFERÊNCIAS

- [1] RITA, A.; CLARO, N. FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO Estudo da resistência ao desgaste do aço 16MnCr5 cementado sujeito a tratamentos criogênicos. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/63375/1/000150095.pdf>>. Acesso em: 11 fev. 2025.
- [2] RADOMIR PIOTR ATRASZKIEWICZ; DYBOWSKI, K. Minimizing Deformations in High-Temperature Vacuum Carburizing. *Materials*, v. 16, n. 24, p. 7630–7630, 13 dez. 2023.
- [3] TOBIE, T.; HIPPENSTIEL, F.; MOHRBACHER, H. Optimizing Gear Performance by Alloy Modification of Carburizing Steels. *Metals*, v. 7, n. 10, p. 415, 6 out. 2017.
- [4] EL-HEBEARY, M.; EL-SAWY, E.; EL-BAHLOUL, A. Effect of case hardening process parameters of alloy steels on their wear characteristics. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<https://stumejournals.com/journals/ms/2018/2/59.full.pdf>>. Acesso em: 11 fev. 2025.
- [5] CELALETTIN BAYKARA; ATIK, E. The effect of surface roughness and carburized depth on wear resistance in 16MnCr5 case hardening steel. *Industrial Lubrication and Tribology*, 18

nov. 2024.

[6] CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução. 10. ed. [S.l.]: LTC, 2020.

[7] TOTTEN, G. E. Steel heat treatment: Metallurgy and technologies. [S.l.]: Taylor and Francis Group, v. 2, 2006.

[8] ASM. MetalsHandbook: Heat Treating. [S.l.]: ASM (American Society for Metals) International, v. 4, 2013.

[9] SILVA, A. L. D. C. E.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 4. ed. Sumaré: Edgard Blücher Ltda. Metais Especiais, 2021.

[10] BHADSHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. Steels. Microstructure and properties. [S.l.]: Elsevier Ltd, v. 3, 2006.

[11] NARULA, G. K.; NARULA, K. S.; GUPTA, V. K. Materials Science. [S.l.]: Tata McGraw-Hill Publishing Company Limited, 2017.

[12] CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. 7 ed. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2012.

[13] KRUGER, E.; DAMM, B. Monitoring austenite decomposition by ultrasonic velocity. Materials Science and Engineering, v. 425, p. 238–243, 15 junho 2006.

[14] SANT, R. D. Estudo da transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica em aços multifásicos. Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, p. 159 f. 2010.

[15] BHADSHIA, H. K. D. H. Worked examples in the geometry of crystals. 2. ed. London: The Institute of Materials, 2006.

[16] COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008.

[17] KAWULOK, R. ; KAWULOK, P. ; SCHINDLER, I. ; OPĚLA, P. ; RUSZ, S.; ŠEVČÁK, V.; SOLOWSKI, V.. Study of the effect of deformation on transformation diagrams of two low-alloy manganese-chromium steels. Archives of Metallurgy and Materials, Poland, v. 63, n. 4, p. 1735-1741, 2018.

[18] N67W 2.3, N. B. Basic principles of heat treatment: Time-temperature-charts for the heat treatment of steels. [S.l.]: Bosch Group, 2023.

[19] DOSSETT, J. L.; BOYER, H. E. Practical Heat Treating. 2. ed. Ohio: ASM International, 2006.

[20] KOBASKO, N. I.; ARONOV, M. A.; POWELL, J. A.; TOTTEN, G. E. Intensive Quenching Systems: Engineering and Design. Newburyport, MA: ASTM International, 2010.

[21] BHADSHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and

Properties. 2. ed. London: IOM Communications Ltd, 2001.

[22] ISO 683-3:2022, I. S. O. Heat-treatable steels, alloy steels and free-cutting steels - Part 3: Case-hardening steels. [S.l.]: [s.n.], 4d, 2022.

[23] N28 ES7139 S001, N. B. Case hardening steel alloyed high-quality steel. [S.l.]: Bosch Group, 2022.

[24] DIN EN 10084: 2008-6, D. N. Case hardening steels - Technical delivery conditions. [S.l.]: CEN: European Committee for Standardization , 2008.

[25] ISO 6508-1:2016, I. S. O. Metallic materials -- Rockwell hardness test -- Part 1: Test method. [S.l.]: International Standardization Organization, 2016. 32 p.

[26] ISO 6507-1:2018. Metallic materials -- Vickers hardness test -- Part 1: Test method. [S.l.]: International Standardization Organization, 2018.

[27] DIN 3960:1978, D. N. Definitions, parameters and equations for involute cylindrical gears and gear pairs.

[28] ISO 18203:2016, I. S. O. Steel - Determination of the thickness of surface-hardened layers, n. First edition, 2016.

[29] Chen, Wu, et al. Characterization of the Microstructure and Hardness of Case-Carburized Gear Steel. *Micron*, vol. 144, Maio 2021, p. 103028. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.micron.2021.103028>. Acesso em: 2 set. 2024.

[30] Saraç, Erdem, and Nursel Altan Özbek. Effect of Tempering Temperature on Mechanical Properties and Microstructure of AISI 4140 and AISI 4340 Tempered Steels. *Materials Testing*, vol. 64, no. 6, 1 Jun 2022, pp. 832–841. Disponível em: <https://doi.org/10.1515/mt-2021-2151>. Acesso em: 2 set. 2024.

[31] HOSSAIN, R.; PAHLEVANI, F.; SAHAJWALLA, V. Stability of retained austenite in high carbon steel – Effect of post-tempering heat treatment. *Materials Characterization*, v. 149, p. 239–247, mar. 2019. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.micron.2021.103028>. Acesso em: 2 set. 2024.