

AMPM-ÜBUNG

LEGIERUNGSDESIGN EINES B-LEGIERTEN, LEDEBURITISCHEN KALTARBEITSSTAHL MIT THERMOCALC

Dr.-Ing. Jonathan Lentz

1. LEHRINHALTE

Das Ziel dieser Übung ist es, die Software ThermoCalc zur Legierungsentwicklung eines B-legierten, ledeburitischen Kaltarbeitsstahles zu nutzen. Nach einer kurzen Einleitung in die Thematik soll ein Bor-legierter, hartphasenreicher Kaltarbeitsstahl der Gruppe 3 (KAS3) anhand von Leitfragen eigenständig entwickelt werden. Durch die selbstständige Nutzung der Software ThermoCalc zur Legierungsentwicklung, sollen die Vorlesungsinhalte angewandt und beurteilt werden. Dadurch soll das theoretische Wissen über 1.) CALPHAD und ThermoCalc und 2.) über Mikrostrukturen von KAS, vertieft und verinnerlicht werden.

2. LERNZIELE

- Anwendung und Beurteilung von thermodynamischen Gleichgewichtsberechnungen nach der CALPHAD-Methode anhand der Software ThermoCalc zur beispielhaften Legierungsentwicklung eines B-legierten KAS der Gruppe 3
- Selbstständige Nutzung der Software ThermoCalc über den Konsolenmodus
- Umgang mit den TC-Modulen data, poly und post in einem komplexen Mehrkomponentensystem
- Analysieren der Datenbankeinflüsse

3. BESCHREIBUNG

Werkzeugstähle kommen in Werkzeugen zur Be- und Verarbeitung verschiedener Materialien zum Einsatz. Für besonders intensive, tribologische Belastung durch Abrasion bei Anwendungstemperaturen von bis zu 200 °C werden die hartphasenreichen, ledeburitischen Kaltarbeitsstähle der Gruppe 3 (KAS3) eingesetzt. Die hohe Verschleißbeständigkeit wird im Mikrostrukturdesign der KAS3 durch bis zu **15 Vol.-% grobe, primäre oder eutektische Karbide** erreicht. Steigende Karbidgehalte würden zur Versprödung der Werkzeuge führen und sind daher begrenzt. Um im Verschleißschutzkonzept wirksam zu sein, müssen die Hartphasen härter sein als das jeweils angreifende Abrasiv. In KAS3 sind die Karbide zudem in einer martensitisch, gehärteten Stahlmatrix eingebettet. Aufgabe der Stahlmatrix ist es, den Hartphasen ausreichend halt zu geben und diese zu stützen. Dazu muss die Matrix einerseits eine ausreichende Festigkeit und Härte aufweisen, andererseits aber ebenfalls ein gewisses Maß an Zähigkeit bereitstellen.

Als einfaches Beispiel für einen Stahl der Gruppe KAS3 soll der Stahl X153CrMoV12-1 genannt werden. Im Legierungskonzept werden die Elemente Cr und C genutzt, um Cr-Karbide vom Typ M_7C_3 mit einer Mikrohärtigkeit von ca. 1600-2200 HV zu bilden. Neben der Karbidbildung wird das Element C zusätzlich in der Stahlmatrix benötigt, um die martensitische Aufhärtung zu gewährleisten. Da das Element C jedoch gleichzeitig zur Hartphasenbildung, als auch zur Aufhärtung der Matrix beiträgt, sind beide Prozesse nicht getrennt voneinander zu betrachten. Dies bedeutet anwendungsseitig, dass hohe Karbidgehalte mit einem hohen C-Gehalt der Fe-Matrix einhergehen. Durch im Austenit gelöste C-Gehalte von mehr als 0,5 Ma.% kann nach dem Härten weicher Restaustenit in der Mikrostruktur verbleiben, der in KAS meist ungewollt ist und mit mehrstufigen Anlassbehandlungen reduziert werden muss.

Das Legierungselement Bor (B) kann in diesem Kontext gezielt dazu genutzt werden, um die Hartphasenbildung von der Aufhärtung der Stahlmatrix zu entkoppeln. Denn B bildet mit Fe harte Boride vom Typ M_2B mit einer Härte von 1800 bis 2500 HV und besitzt im Fe-Kristall selbst nur eine marginale Löslichkeit im ppm-Bereich. Für das Legierungskonzept bedeutet dies, dass C dann einzig mit der Zielsetzung der Matrixaufhärtung und B zur Hartphasenbildung legiert wird. Dadurch könnten neue Freiheitsgrade im Legierungsdesign genutzt und die Wärmebehandlung deutlich vereinfacht/stabilisiert werden.

Erschwerend wirken sich jedoch Wechselwirkungen der Elemente C und B aus, die zur Bildung von sogenannten Karboboriden führen. Insbesondere sind hier das Eisenkarbid (Zementit) M_3C und das Chromkarbid $M_{23}C_6$ zu nennen. Das Metalloid C kann in deren Kristallgittern zum Großteil durch B substituiert werden (Bildung von $M_3(B,C)$ oder $M_{23}(C,B)_6$).

Insofern Karboboride in der Mikrostruktur entstehen, treten 2 Kernprobleme auf:

- 1.) Das Element C fehlt in der Matrix zur Aufhärtung
- 2.) Aufgrund des höheren M/C-Verhältnisses im Vergleich zu M_2B steigt der Volumengehalt der Hartphasen und die Legierung wird zu spröde.

Im System Fe-C-B lässt sich das oben beschriebene Legierungskonzept aufgrund der Bildung von $Fe_3(C,B)$ nicht realisieren. Das Element Cr wirkt jedoch stabilisierend auf Phasen vom Typ M_2B und soll im Rahmen dieser Übung untersucht werden, um mittels thermodynamischen Berechnungen eine quaternäre Fe-C-B-Cr Legierung zu entwickeln, die folgenden Vorgaben genügt.

- Zwischen 12 und 15 Vol.-% M_2B als Hartphase durch B-Zugaben
- Bis 0,5 Ma.-% C bei Härtetemperatur gelöst im Austenit
- Neben Martensit und M_2B Borid sollen im Anwendungszustand keine weiteren Phasen in der Mikrostruktur vorliegen

4. AUFGABEN

- a) Berechnen Sie das Phasendiagramm des Systems Fe-B
- Wie hoch ist laut Berechnung die Löslichkeit von B in Austenit oder Ferrit?
 - *Temperaturbereich 500 – 2000 °C, B-Gehalt 0 – 5 Ma.-%*
- b) Berechnen Sie ein Phasenmengendiagramm des Systems Fe-B
- **Wie viel B wird benötigt, um 15 Vol.% M₂B zu bilden?**
 - *T = 1100 °C, B-Gehalt 0 – 5 Ma.-%*
- c) Berechnen Sie einen isoplethen Schnitt im System Fe-1B-C
- Welchen Einfluss hat das Element C auf die Phasenstabilität der Phasen Austenit, M₃(C,B), M₂₃(C,B)₆, tetragonales M₂B oder orthorhombisches M₂B?
 - *Temperaturbereich 500 – 2000 °C, B-Gehalt = 1 Ma.-%, C-Gehalt 0 – 5 Ma.-%*
- d) Berechnen Sie ein Phasenmengendiagramms im System Fe_{0,4}C-xB-Cr **in Abhängigkeit des Cr-Gehaltes** (bis 15 Ma.-%)
- Welchen Einfluss hat das Element Cr auf die Phasenstabilität der Phasen Austenit, M₃(C,B), M₂₃(C,B)₆, tetragonales M₂B und orthorhombisches M₂B bei 1100 °C?
 - **Wie muss der Cr-Gehalt gewählt werden, um die harte orth. M₂B-Phase zu stabilisieren?**
 - *B-Gehalt entsprechend Lösung von b), C-Gehalt = 0,4 Ma.-%, T = 1100 °C*
- e) Berechnen Sie den C-Gehalte im Austenit in Abhängigkeit des C-Gehaltes der Fe-C-B-Cr Legierung
- **Wie viel Ma.-% C wird in der Legierungszusammensetzung benötigt, um einen gelösten C-Zielgehalt von 0,5 Ma.-% im Austenit bei Härtetemperatur zu erreichen?**
 - *C-Gehalt bis 2 Ma.-%, B-Gehalt entsprechend Lösung von b), Cr-Gehalt von 10 Ma.-%, T = 1100 °C*
- f) Berechnen Sie den C-Gehalt im Austenit der Fe-C-B-Cr Legierung in Abhängigkeit der Temperatur
- Welchen Einfluss hat die Härtetemperatur auf den im Austenit gelösten C-Gehalt?
 - *B-Gehalt entsprechend Lösung von b), C-Gehalt entsprechend Lösung e); Cr-Gehalt entsprechend Lösung d), T = 500 - 1500°*
- g) Berechnen Sie ein Phasenmengendiagramms der Fe-C-B-Cr Legierung in Abhängigkeit der Temperatur
- Welchen Einfluss hat die Härtetemperatur auf die Stabilität der M₂B Phase?
 - **Wie sollte die Härtetemperatur gewählt werden (unter Berücksichtigung von Lösung f))?**
 - *B-Gehalt entsprechend Lösung von b), C-Gehalt entsprechend Lösung e); Cr-Gehalt entsprechend Lösung d)*
- h) Wie unterscheiden sich, die Ergebnisse der Aufgabe d) in den Datenbanken TCF₆, TCF₇ und TCF₉?
- Berechnung Phasenmengendiagramms im System Fe_{0,4}C-xB-Cr in Abhängigkeit der Temperatur bei konstanten B, C und Cr-Gehalten (entsprechend vorheriger Lösung) mit TCF₆, TCF₇ und TCF₉
 - *Achtung: Benennung der Phasen in den Datenbanken prüfen und anpassen*