

Einsatz von preisgünstig legierten hochfesten Stählen für die unkonventionelle thermomechanische Herstellung von Hohlteilen

Masek, B.¹⁺²; Klauberova, D.¹; Stankova, H.¹⁺²; Malina, J.¹⁺²; Glaß, R.³; Meyer, L. W.²

¹ Westböhmisches Universität Pilsen, Fakultät Maschinenbau, FORTECH, Univerzitní 22, CZ-30614, Tschechische Republik

² TU Chemnitz, Fakultät Maschinenbau, Professur Werkstoffe des Maschinenbaus, Erfenschlager Str. 73, D-09125 Chemnitz, Deutschland

³ Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik IWU, Reichenhainer Straße 88, D-09126 Chemnitz, Deutschland

masekb@kmm.zcu.cz, hstankov@kmm.zcu.cz, lothar.meyer@wsk.tu-chemnitz.de, Roland.Glass@iwu.fraunhofer.de

Kurzfassung

Ein wichtiger Trend bei der Entwicklung von Bauteile liegt in der Minimierung des Eigengewichts bei gleichzeitigem Erreichen eines möglichst hohen Nutzungsgrades des verwendeten Werkstoffes. Dies initiiert eine Entwicklung von innovativen preisgünstig legierten hochfesten Stählen. Parallel dazu kommt es zu ständigen Verbesserung von Verarbeitungsstrategien für diese Stähle.

Eine günstige Variante für die Herstellung von Hohlteilen aus hochfesten Stählen ist das Bohrungsdrücken mit gekoppelter thermomechanischer Behandlung. Diese Strategie wurde verfolgt und es wurden verschiedene Zeit-Temperatur Verläufe für den Abkühlungsprozess erprobt. Das Ziel des Experimentes bestand darin an praxisrelevanten Teilen eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Dehnung zu erreichen. Um diese Eigenschaften zu erreichen wurde in die thermomechanische Behandlung (TMB) ein Quenching and Partitioning (Q&P) Prozess integriert. Diese Bearbeitungsstrategie führte zu einem feinen martensitischen Gefüge mit einem kleinen Restaustenitanteil, wobei der Restaustenit zwischen den martensitischen Nadeln verteilt war. Die Endgefüge wurden metallographisch analysiert und die mechanischen Eigenschaften durch einen Minizugversuch ermittelt. Die Streckgrenze lag oberhalb 1750 MPa, die Zugfestigkeit betrug 1050 MPa bei einer Dehnung von 15%.

1. Einführung

Um hervorragende Eigenschaften bei neuartigen Stählen zu erhalten ist es notwendig modifizierte TMB einzusetzen. Nur durch spezielle Verfahren der TMB ist es möglich, entsprechende definierte Anteile der Phasen in den Gefügen einzustellen und dadurch auch eine gute Dehnung bei gleichzeitig hoher Festigkeit zu erhalten. Zurzeit sind drei Grundkonzepte bekannt: TRIP Effekt, langzeitiges Niedertemperaturglühen und der Q&P Prozess. Die ersten zwei Konzepte basieren auf der Kombination des bainitischen Ferrits und

des Restaustenits. Während der Bearbeitung wird das Ausscheiden der Karbide unterdrückt. Der Überschuss an Kohlenstoff wird zur Stabilisierung des Austenits verwendet.

Im dritten Konzept wird Bainit durch Martensit ersetzt und der Restaustenit ist in dünnen Folien zwischen den Martensitnadeln verteilt. Diese Gefüge kann man im Q & P Prozess [1, 2] erreichen. Diese Strategie beruht auf der schnellen Abkühlung tief unter der M_s -Temperatur, wobei sich nicht das ganze Volumen umwandelt. Ein Anteil des Austenits bleibt im Gefüge erhalten. Das wird durch den Abbruch der Abkühlung ermöglicht. Eine anschließende Erwärmung auf eine Temperatur knapp unterhalb M_s führt zum Anlassen des Martensits. Die überschüssigen Kohlenstoffatome reichern durch die Diffusion den Restaustenit an und das führt zur Stabilisierung des Restaustenits bei der nachträglichen Abkühlung auf Raumtemperatur. Im Q&P Prozess ist es wichtig die Karbidenausscheidung zu unterdrücken. Das ist nur durch ausgewählte Legierungskonzepte möglich. Meistens wurden Stähle mit ca. 0,4 % Kohlenstoff gewählt. Die Hauptlegierungselemente, die die Karbidenausscheidung unterdrücken, ist Silizium, welches mit Mangan zusammen wirkt.

2. Experiment

Im Experiment wurden ausgewählte Varianten der thermomechanischen Behandlung hochfester Stähle durch das Bohrungsdrücken mit integriertem TMB erprobt. Das Hauptziel bestand darin, eine Streckgrenze von 1750 MPa bei einer Dehnung von über 10% an einem praxisrelevanten Demonstrator zu erreichen.

2.1. Werkstoff

Für das Experiment wurden zwei hochfeste Stähle CMnCr und CSiMnCr mit 0,4 % Kohlenstoff ausgewählt.

2.2. Bohrungsdrücken

Die TMB wurde in den Bohrungsdrückprozess integriert. Das Bohrungsdrücken ist für eine effektive, flexible und abfallarme Herstellung von Hohlteilen aus vollen stangenförmigen Ausgangshalbzeugen geeignet.[3,4] Durch verschiedene Profildorne ist es möglich verschiedene Innenprofile zu erzeugen.(Abb. 1) Die experimentellen Arbeiten wurden am Fraunhofer Institut IWU in Chemnitz durchgeführt.



Abb. 1: Beispiele von Hohlteilen, hergestellt durch das Bohrungsdrücken

Das Bohrungsdrücken eignet sich für Kalt-, Halbwarm- als auch Warmumformung. Das Verfahren basiert auf Axialdrücken des Bohrungsdornes in ein stangenförmiges Halbzeug bei gleichzeitiger Außenunterstützung durch drei mitgeschleppte Umformrollen. Diese Rollen behindern den Werkstofffluss nach außen in Radialrichtung. Dadurch wird der Werkstoff schraubenförmig in Gegenrichtung des Dornes gedrückt und es entsteht ein hohles Umformteil. Der Endaußendurchmesser der bohrungsgedrückten Teile betrug 52 mm mit einer Wanddicke von 9 mm (Abb. 2). Das Innenprofil war rund.



Abb. 2: Experimenteller Teil gefertigt durch das Bohrungsdrücken bei inittierungstemperatur von 900°C, Teil mit Bohrung rechts, Halbzeug Mitte, Probenträger links

2.3. Thermomechanische Behandlung

Um eine vollständige Austenitisierung zu gewährleisten, musste die Erwärmungstemperatur für das Umformen über der A_{c3} -Temperatur liegen und wurde deshalb auf 900°C festgestellt. Diese Temperatur soll eine vollständige Austenitisierung absichern. Gleichzeitig darf die Temperatur nicht während der Manipulation zwischen Ofen und Umformmaschine unter A_{c3} fallen.

Nach der inkrementellen Umformung folgten 3 verschiedene Abkühlungsstrategien:

- a) unmittelbares Wasserabschrecken
- b) eine Wasserkühlung bis zu Temperaturen zwischen M_s und M_f mit isothermischem Halten bei 250°C im Ofen. Bei dieser Temperatur kam es zur Stabilisierung des Austenits durch die Kohlenstoffdiffusion des Martensits in dem Austenit.[5]
- c) freie Luftabkühlung

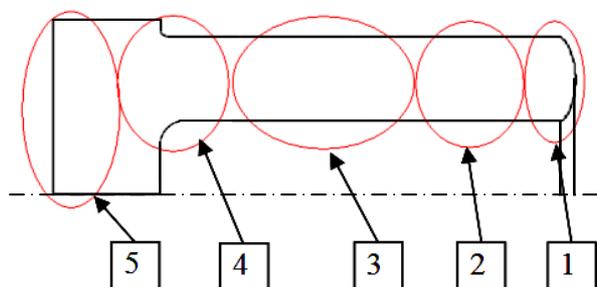


Abb. 3: Bezeichnung der Bereiche mit spezifischen Merkmalen der Gefügeentwicklung

Thermomechanisch behandelte Halbzeuge (Abb.2) wurden an der ganzen Fläche des Längsschliffes durch optische, Laser- und Elektronmikroskopie metallographisch analysiert. Der Restaustenitanteil wurde durch eine Röntgenstrahlbeugungsanalyse ermittelt.

Für eine detaillierte metallographische Analyse wurde die gesamte Fläche in 5 spezifische Bereiche unterteilt (Abb. 3):

1. Randbereich
2. Übergangsbereich zwischen Randbereich und stationären Bereich des Prozesses
3. Stationärer Bereich
4. Übergangsbereich zwischen stationärem Bereich und unvollständig thermomechanisch behandeltem Werkstoff
5. unvollständig thermomechanisch behandelter Werkstoff

Diese Bereiche mit unterschiedlichen Gefügen entstehen durch die Temperaturfeldentwicklung während des Umformprozesses. In der Zeit der Durchführung dieses Experimentes stand eine integrierte Anlage zur gesteuerten Temperaturfeldsteuerung noch nicht zur Verfügung. Deshalb entstand immer im Randbereich ein ferritisch-perlitische Gefüge (Abb. 4). Dieses Gefüge ist für die untersuchten Strategien der thermomechanische Behandlung nicht repräsentativ.

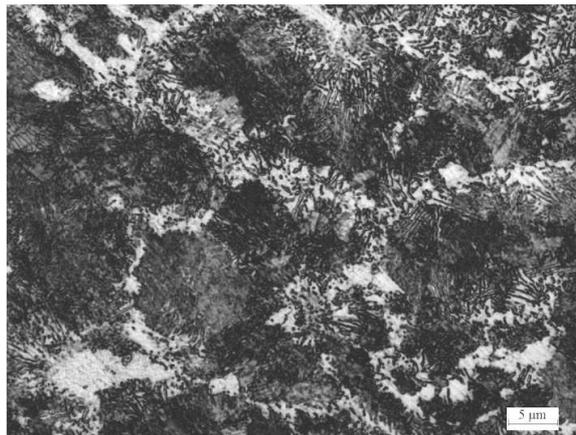


Abb.4: Typisches Gefüge im Randbereich, CSiMnCr, ferritisch-perlitische Gefüge, LM

3. Ergebnisse

3.1. Wasserabschrecken – Strategie a)

Im Randereich der TMB bohrunggedrückten Proben entstanden feine ferritisch-perlitische Gefüge. In der Bearbeitungsrichtung im Bereich 2 war ein Anteilzuwachs der martensitischen Inseln deutlich. Im stationären Bereich entstand ein gleichmäßiges martensitisches Gefüge mit stellenweise vorzeitig umgewandeltem, zeilenförmigem, feinkörnigem ferritisch-perlitischem Anteil und einzelnen zerstreuten Ferritkörnern (Abb. 5) mit einer Ferritkorngröße um ca. 5 µm.

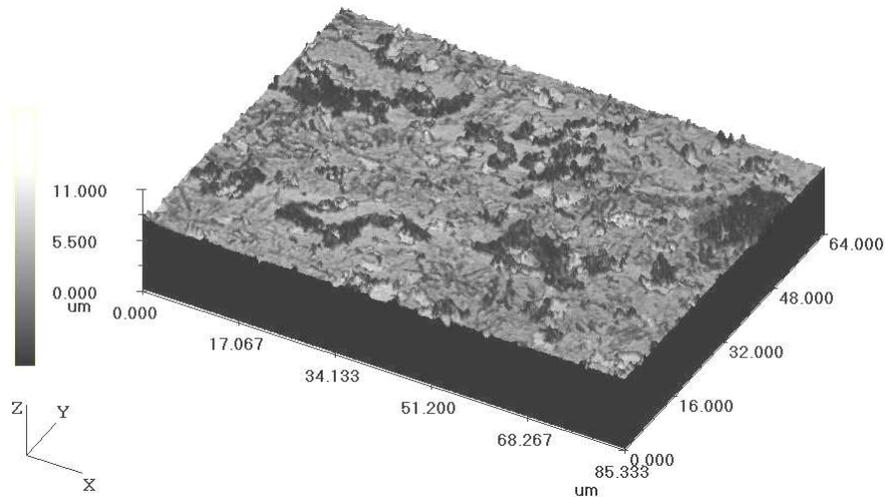


Abb. 5: Stationärer Bereich, CSiMnCr, Martensit mit feinkörnigen ferritisch-perlitischen Zeilen und einzelnen Ferritkörnern, LSCM

Der Flächenanteil der ferritisch-perlitischen Gefüge sinkt in der Bearbeitungsrichtung sukzessiv. Dieses Phänomen hat gezeigt, dass die Manipulationszeiten zwischen dem Ofen und dem Anfang der Umformung zu lang waren. Eine Beschleunigung des Handlings führte zu einem Gefüge ohne perlitischen Anteil (Abb. 6) mit einzelnen zerstreuten Ferritkörnern (Abb. 7) und zwar nicht nur im gesamten stationären Bereich, sondern bis zum Ende der Probe im Bereich 5.

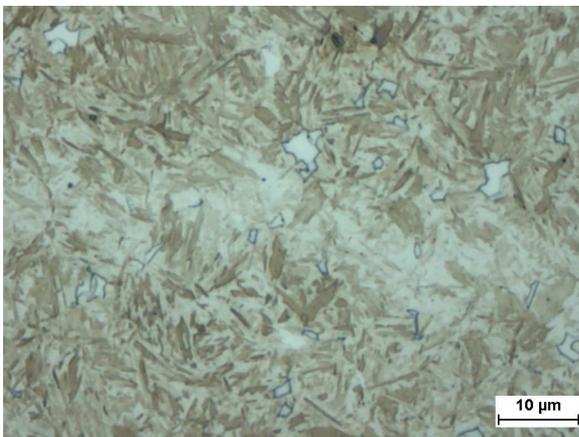


Abb.6: Stationärer Bereich 3, CSiMnCr, Feinmartensit mit dispergierten Ferritkörnern, LM

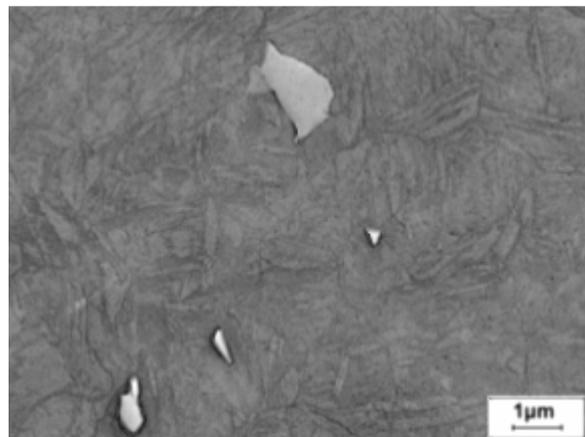


Abb. 7: Stationärer Bereich 3, CSiMnCr, Detail der Ferritkörner in der Martensitmatrix, REM

3.2. Gesteuerte Wasserabkühlung mit isothermischem Halten – Strategie b)

Für diese TMB Strategie wurde erforderlich eine weitere Manipulationsbeschleunigung zu realisiert. Dafür wurden die wichtigsten Parameter der Handlungskette optimiert. Nach der Umformung wurden die Halbzeuge unmittelbar im Wasser bis auf die Temperatur zwischen M_s und M_f abgekühlt und danach im Ofen bei einer Temperatur von 250°C 8 Minuten

gehalten. Im Stahl CMnCr entstand eine Martensitgefüge mit Restaustenitanteil. und dispergiertes Ferrit mit einer Korngröße von 3 μm . Der Anteil des Ferrits sinkt mit fortschreiten der Bearbeitung (Abb. 8, Abb.9).



Abb. 8: Stationärer Bereich 3, CMnSiCr, Martensitmatrix mit dispergiertem Ferrit, LM

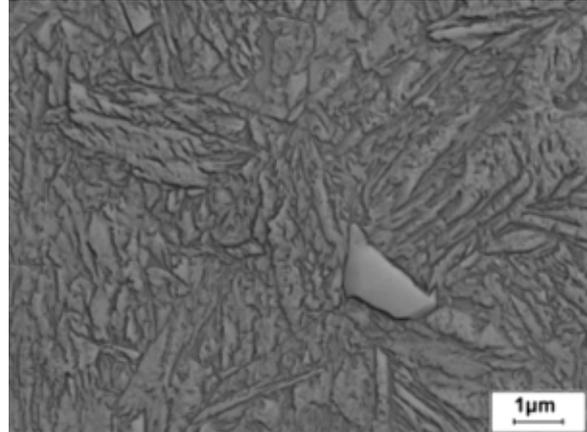


Abb. 9: Stationärer Bereich 3, CMnSiCr, Detail des Ferritkörners, REM

3.3. Freie Luftabkühlung – Strategie c)

Um einen Vergleich der Möglichkeiten der Gefügeentwicklung und deren Eigenschaften zu realisieren wurde eine freie Luftabkühlung durchgeführt. Im ganzen Volumen des Halbzeuges entstand ein feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge (Abb. 10) mit einer Ferritkorngröße von 4 μm . Im Bereich 5 ist der Übergang zu einem nicht umgeformten Gefüge deutlich zu erkennen.

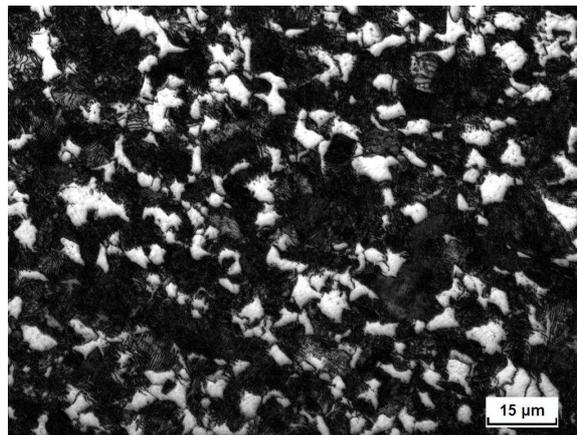


Abb.10: Stationärer Bereich 3, CMnCr, Ferrit-Perlit, LM

3.2. Mechanische Eigenschaften

Es wurden Minizugversuche an Proben aller TMB Strategien durchgeführt. Aus jedem Halbzeug wurden Proben aus repräsentativen Bereichen entnommen. Aufgrund des begrenzten Umfangs dieses Artikels sind hier nur Ergebnisse der stationären Bereiche präsentiert.

An Proben aus wasserabgeschreckten Halbzeugen nach der Strategie a) wurde eine hohe Zugfestigkeit von 2200MPa mit einer niedrigen Dehnung von $A_{5\text{mm}}=4$ ermittelt. Diese

Eigenschaften entsprechen dem martensitischen Gefüge mit feindispersierten Ferritkörnern ohne Restaustenit. TMB Proben mit integriertem Q&P Prozess nach der Strategie b) verfügen über eine hervorragende Kombination von Zugfestigkeit und Dehnung. Die ermittelte Festigkeit lag oberhalb 1850MPa, die Streckgrenze bei 1760MPa bei einer Dehnung von 15 %. Diese Eigenschaften wurden durch eine Stabilisierung des Restaustenits ermöglicht. Der Anteil des Restaustenits ermittelt durch eine Röntgenstrahlbeugungsanalyse, betrug 7%. Freiluftgekühlte Halbzeuge nach der Strategie c) wiesen eine ausgeprägte Lüdersdehnung auf der Spannungs-Dehnungs Kurve auf. Dieses Verhalten entspricht den ferritisch-perlitischen Gefügen. Im Vergleich zu martensitischen Gefügen aus den ersten zwei TMB Strategien lag die Zugfestigkeit um 55% niedriger bei 855 MPa. Eine intensive Kornfeinung durch die inkrementelle Verformung führte zu einer verbesserten Dehnung von ca. $A_{5mm}=28\%$.

4. Zusammenfassung

Zwei unterschiedliche hochfeste Stähle wurden durch Bohrungsdrücken mit integriertem TMB verarbeitet. Legierungskonzepte basierten nur auf Silizium, Mangan und Chrom. Der einzige Unterschied zwischen den beiden Stählen war der Siliziumgehalt. Hauptziel des Experimentes war das Erreichen der besten Kombination von hoher Festigkeit und hoher Dehnung. Die besten Ergebnisse wurden an praxisrelevanten bohrungsgedrückten Teilen mit integriertem Q&P TMB Prozess festgestellt. In diesem technologischen Prozess entstand ein Mehrphasengefüge. Dieses Gefüge besteht aus einer Martensitmatrix mit einem niedrigem Anteil von feindispersiertem Ferrit und ca. 7% Restaustenits. Der Restaustenit befindet sich zwischen den martensitischen Nadeln. Die Festigkeit dieses Gefüges betrug 1900 MPa bei einer Dehnung von ca. 15%. Diese Eigenschaften wurden durch eine Wasserabkühlung aus der Umformtemperatur in dem Temperaturbereich zwischen M_s und M_f und nachträglichem Halten unterhalb der Temperatur M_s erreicht. Durch diese Behandlung ist es möglich die Dehnung wesentlich zu verbessern, wobei der Festigkeitsabfall im Vergleich zum direkten Wasserabschrecken verhältnismäßig niedrig ist.

Danksagung

Diese Arbeit und die vorgestellten Ergebnisse wurden mit der Hilfe des Projekts 1M06032 entwickelt.

Literatur

- [1] Edmonds D.V., Rizzo F.C., He K., De Cooman B.C., Matlock D.K., Speer J.G., Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment, Materials Science and Engineering, 2006 A 438–440, 25–34.
- [2] Speer J.G., Assuncao F.C.R., Matlock D.K., Edmonds D.V., The „Quenching and Partitoning“ Process: Background and Recent Progress, Materials Research, 4, 417-423, 2005.
- [3] Neugebauer R., Weidlich D., Thomas V., Experimentalanlage zum Bohrungsdrücken, BDM2000 - Prototyp einer neuen Maschinengeneration. Umformtechnik, 1, 24-25, 1999.
- [4] Neugebauer R., Weidlich, D., Thomas V, Neues modulares Maschinenkonzept zum Bohrungsdrücken, Umformtechnik, 3, 46-48, 1997.
- [5] Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G, Carbon partitioning into austenite after martensite transformation, Acta Materialia, 51, 2611–2622, 2003.