

Simulation der Gefügeentwicklung beim Warmwalzen

¹Ch. Sommitsch, V. Wieser, Ch. Wurm, H. Lenger

Einleitung

Die in den letzten Jahren in der Umformtechnik immer stärker eingesetzten computerunterstützten Methoden der finiten Differenzen und der finiten Elemente erlauben eine genaue Analyse der lokalen Bedingungen im Walzspalt. Durch die Berechnung der mikrostrukturellen Entwicklung des Walzgefüges können die Produkteigenschaften bestimmt werden.

Die Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG besitzt seit nunmehr 3 Jahren eine eigene Simulationsabteilung, die die Bereiche physikalische Simulation (Gleeble 3800), mathematische und mikrostrukturelle Modellierung umfasst. Für die auftretenden internen Problemstellungen und für die Unterstützung unserer Kunden verwenden wir das kommerzielle FE-Programm DEFORMTM, mit dessen Hilfe unter anderem Warmumformvorgänge simuliert werden können. Als Ergebnis erhält man für jeden Ort des Umformgutes die Entwicklung der Temperatur, der Verformung und der Verformungsrate. Die Genauigkeit der Berechnung hängt stark von den getroffenen Annahmen (thermophysikalische Daten, Randbedingungen,...) ab.

In den letzten Jahren wurde außerdem ein halbempirisches Modell zur Berechnung des mikrostrukturellen Zustandes in Abhängigkeit von Rekristallisation und Kornwachstum entwickelt [1], das an das FE-Paket angekoppelt wurde. Somit kann auch die Entwicklung der lokalen Korngröße während einer Warmformgebung mitverfolgt werden, bzw. die Umformparameter auf ein gewünschtes Endgefüge optimiert werden.

Das gewählte Beispiel simuliert den ersten Walzstich im Trio des Mehrlinienwalzwerks und zeigt die Entwicklung der Spannungen, Verformungen und der Temperatur während des Stichs, sowie der Korngröße während der nachfolgenden Rekristallisation in der Nickelbasis-Superlegierung Alloy 80A (Böhler L306).

Modellbeschreibung

Abbildung 1 zeigt das Finite Element Modell des ersten Stichs am Trio-Walzgerüst. Aufgrund der Symmetrie wird nur ein Viertel des Walzgutes und ein Achtel der oberen Walze modelliert. Das Walzgut besteht aus 4160 und die Walze aus 2925 Brick-Elementen. Durch die Vernetzung der starren Walze wird mit der gekoppelten FE-Simulation der Wärmefluss vom Walzgut in die Walze berechnet. Die Ermittlung der benötigten thermophysikalischen Stoffwerte und der Warmfließkurven erfolgte durch eigene Messungen und aus der Literatur. Die Walzparameter wurden dem aktuellen Stichplan entnommen. Die 3D Simulation erfolgte mit dem Programmpaket DEFORMTM auf einer IBM Workstation (43P 260) und dauerte ca. 11 Stunden.

¹ Dr. Christof Sommitsch, Dr. Volker Wieser, Dipl.-Ing. Christof Wurm, Dipl.-Ing. Hubert Lenger
Forschung und Entwicklung, Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, A-8605 Kapfenberg

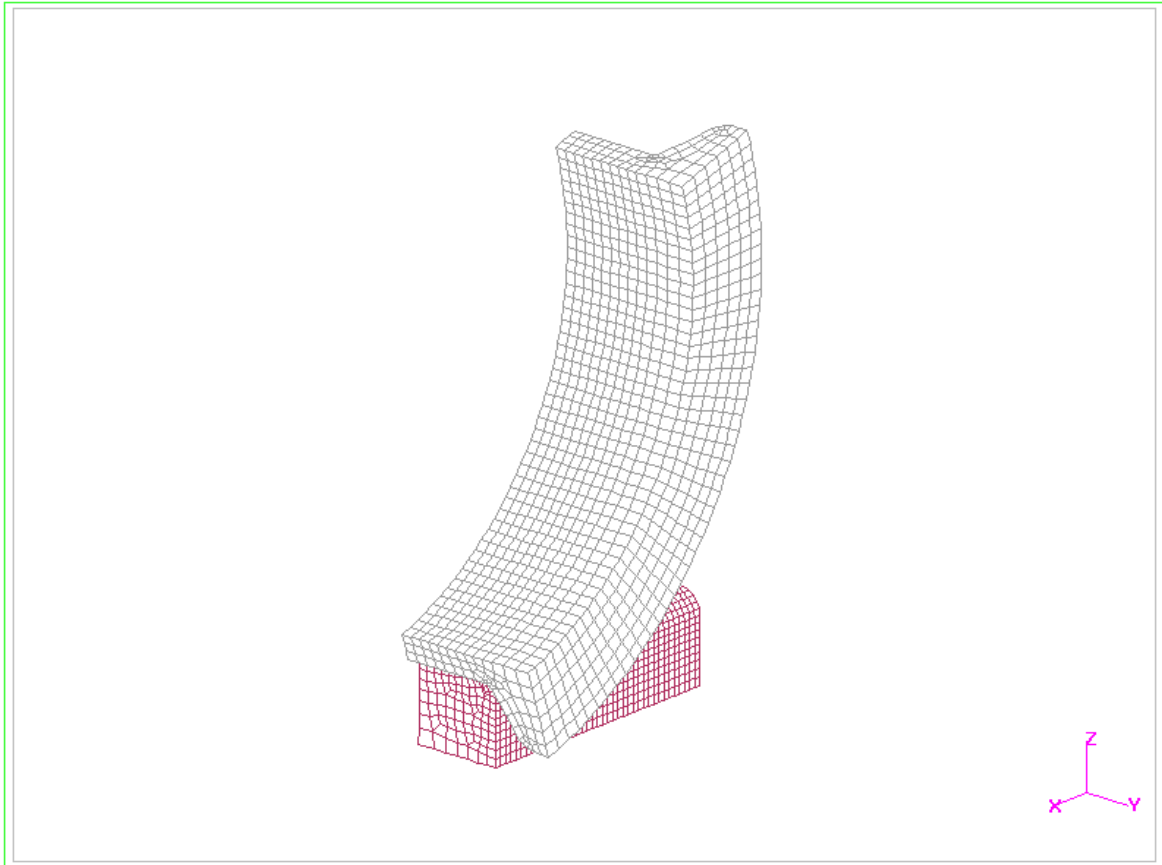


Abbildung 1: Ausgangskonfiguration, Finite Element Modell

Die gesamte Simulation umfasst folgende Prozesse:

1. Berechnung der Wärmeabfuhr während des Transportes des Walzgutes vom Ofen zum Walzgerüst durch natürliche Konvektion und Strahlung an die umgebende Luft. Es wird davon ausgegangen, dass das Walzgut zu Beginn eine homogene Temperatur von 1220°C besitzt. Die Transportzeit beträgt 11 s.
2. Die gekoppelte Simulation des Walzstiches. Die thermo-mechanische Berechnung ergibt die lokale Verteilung der Temperatur, Umformgrade, Umformgeschwindigkeiten und Spannungen im Walzgut während des Walzstiches. Die Erwärmung der Walze an der Kontaktfläche mit dem Walzgut wird ebenfalls berechnet.
3. Abschließend erfolgt die Berechnung der Gefügeentwicklung nach der Umformung mit dem im FE-Paket eingebundenen halbempirischen Mikrostrukturmodell. Es kann somit die Ausbildung der lokalen Korngröße während der postdynamischen und statischen Rekristallisation mitverfolgt werden.

Halbempirisches Mikrostrukturmodell

Bei Materialien mit niedriger Stapelfehlerenergie, wie etwa bei austenitischen Stählen oder Nickelbasis-Legierungen ist die Rekristallisation der dominierende Entfestigungsmechanismus während einer Warmumformung. Bei hinlänglich großen Verformungen und

hohen Temperaturen kommt es während der Verformung zu Keimbildung und –wachstum von neuen Körnern. Diese rekristallisierten Körner werden weiter verformt und können bei Erreichen einer kritischen Verformung wieder Rekristallisationskeime hervorbringen. Dadurch besteht das resultierende Gefüge aus Körnern unterschiedlicher Größe und Verformung. Wenn die Verfestigungsrate durch Verformung gleich der Entfestigungsrate durch dynamische Rekristallisation ist, wird eine stationäre Fließspannung erreicht (Abbildung 2).

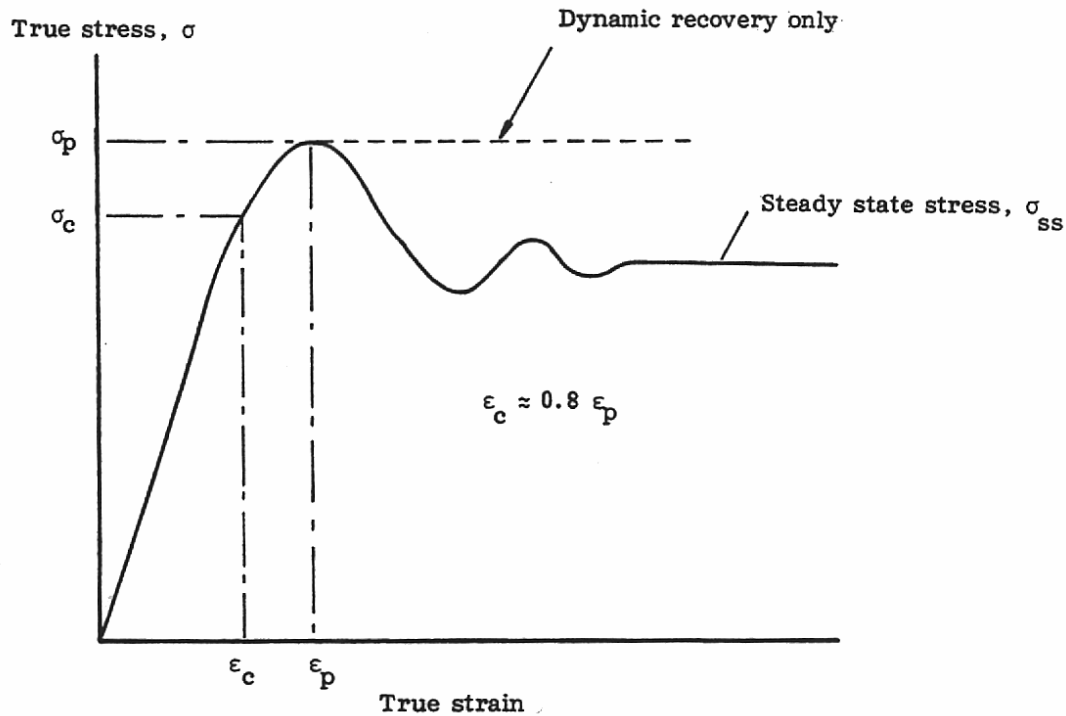


Abbildung 2: Schematische Darstellung der wahren Spannungs-Dehnungskurve bei Auftreten dynamischer Erholungsprozesse [2].

Die Dehnung ϵ_p , die bei maximaler Spannung σ_p auftritt, ist gegeben durch [3-6]

$$\epsilon_p = A d_0^l Z^m \quad (1),$$

mit A , l , m : Konstanten; d_0 : Ausgangskorngröße und Z : Zener-Hollomon-Parameter:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (2),$$

wobei Q_{def} die Aktivierungsenergie für Verformung ist und R und T ihre üblichen Bedeutungen haben.

Die kritische Dehnung für das Einsetzen dynamischer Rekristallisation kann zur maximalen Dehnung (*peak strain*) in Beziehung gesetzt werden:

$$\epsilon_c = k_c \epsilon_p \quad (3).$$

Die Konstante k_c hat typische Werte von 0,60-0,86 [3, 7, 8].

Die Bestimmung der dynamischen Rekristallisationskinetik erfordert ein sehr aufwendiges Versuchsprogramm, weshalb nur wenige Daten in der Literatur zu finden sind. Die Zeit für 50% Rekristallisation lässt sich abschätzen mit

$$t_{0.5} = B Z^{-b} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (4),$$

mit B, b : Konstanten.

Diese Gleichung kann in eine modifizierte Form der Avrami-Gleichung eingesetzt werden:

$$X = 1 - \exp\left[-0.693 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^k\right] \quad (5),$$

woraus sich der dynamisch rekristallisierte Anteil X_{dyn} berechnen lässt

$$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-0.693 \left[\frac{t Z^b}{B^k} \exp\left(-\frac{Q_{def}}{RT}\right)\right]^k\right] \quad (6).$$

Wenn während der Warmverformung eine kritische Verformung überschritten wird und dynamische Rekristallisation einsetzt, kommt es nach der Beendigung der Verformung, unabhängig vom aufgebrauchten Verformungsgrad, zu einer weiter fortlaufenden Rekristallisation von Teilen des Gefüges. In diesem Fall spricht man von post- oder metadynamischer Rekristallisation. Somit ist in einem halbempirischen Modell eigentlich nicht die Beschreibung der dynamischen Rekristallisation von Bedeutung, sondern der nachfolgenden postdynamischen (bzw. der statischen, wenn die kritische Dehnung nicht überschritten wird). Bei der klassischen statischen Rekristallisation ist die Treibkraft die Verringerung der Verformungsenergie durch Annihilation der Versetzungen, die während der vorangegangenen Verformung erzeugt wurden. Die Anzahl der Rekristallisationskeime (und damit die rekristallisierte Korngröße) ist wiederum abhängig von der Versetzungsdichte und der Anfangskorngröße [9, 10]. Der Einfluss der Verformungsrate ist relativ gering. Im Falle einer vorangegangenen dynamischen Rekristallisation hat sich jedoch die Korngröße in Richtung einer stationären Korngröße (die ja unabhängig von Verformung und Anfangskorngröße ist) und die Versetzungsdichte in Richtung einer stationären Versetzungsdichte verändert. Somit sind, wie bei der dynamischen Rekristallisation, die Korngröße und der rekristallisierte Anteil nicht mehr von der Anfangskorngröße und der Verformung abhängig. Für die Zeit für 50% postdynamische Rekristallisation erhält man somit [10]

$$t_{0.5} = H \&^m \exp\left(\frac{Q_{pdrex}}{RT}\right) \quad (7),$$

wobei H und m Konstanten sind und Q_{pdrex} die Aktivierungsenergie für postdynamische Rekristallisation ist. Durch Einsetzen in Gleichung (5) bekommt man den postdynamisch rekristallisierten Anteil. Die postdynamisch rekristallisierte Korngröße ist, ähnlich wie im Falle dynamischer Rekristallisation gegeben durch

$$d_{pdrex} = J Z^{-y} \quad (8),$$

mit J, y : Konstanten.

Es stellt sich nun die Frage, wie weit die dynamische Rekristallisation fortgeschritten sein muss, damit die Korngröße und der rekristallisierte Anteil unabhängig von der Anfangskorngröße und der Verformung sind und somit die Gleichungen (7, 8) angewandt werden können. Jonas et. al. [10] untersuchten den Verformungseinfluss auf die postdynamische Rekristallisation anschließend an dynamische Rekristallisation im Bereich

zwischen maximaler Dehnung und stationärer Dehnung für unterschiedliche C-Stähle im austenitischen Bereich. Es zeigt sich, dass der Verformungseinfluss gering ist, sobald sich ein „signifikanter“ dynamisch rekristallisierter Anteil gebildet hat. Nach [11] kann das darauf zurückzuführen werden, dass die Keimdichte für postdynamische Rekristallisation in diesem Fall relativ konstant bleibt. Die dynamisch gebildeten Rekristallisationskeime besitzen einen Wachstumsvorteil gegenüber allfällig später (nach der Verformung) sich bildenden Keimen.

Die Anpassungsparameter der obigen Modellgleichungen sind mit Hilfe eines aufwendigen experimentellen Versuchsprogramms zu ermitteln. Bei Böhler Edelstahl steht die thermomechanische Horizontalprüfmaschine Gleeble 3800 zur Verfügung, mit deren Hilfe ein- und mehrstufige Druckversuche zur Beschreibung des Rekristallisationsverhaltens und der Fließkurve durchgeführt werden.

Resultate

Abbildungen 3 und 4 zeigen die Verteilung der Temperatur und des Umformgrades während des Walzstichs.

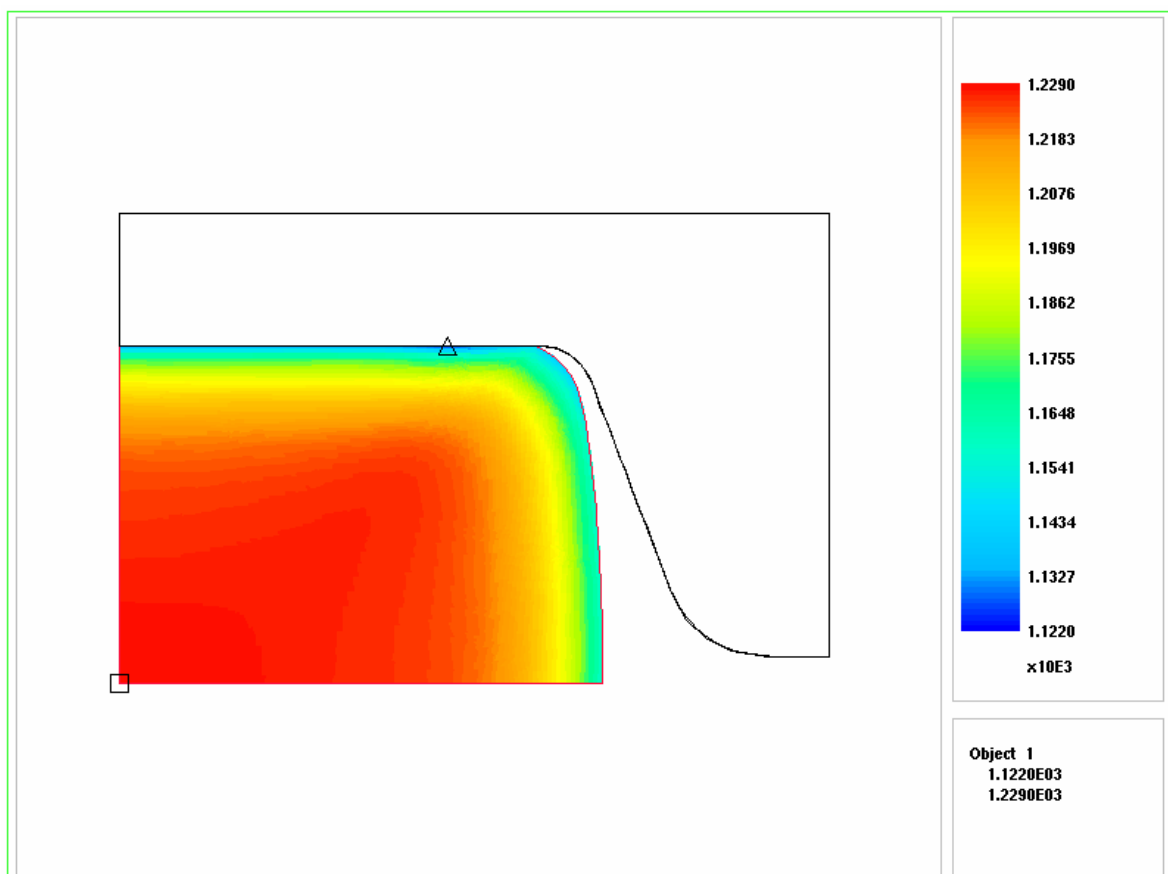


Abbildung 3: Temperaturverlauf im Walzspalt über den Querschnitt

Erwartungsgemäß ist die Temperatur an der Oberfläche, verursacht durch die Walzenberührung und durch die Randabkühlung vor dem Stich, am niedrigsten. Infolgeder in Wärme umgesetzten Umformarbeit ist ein geringfügiger Temperaturanstieg im Walzgutinneren festzustellen.

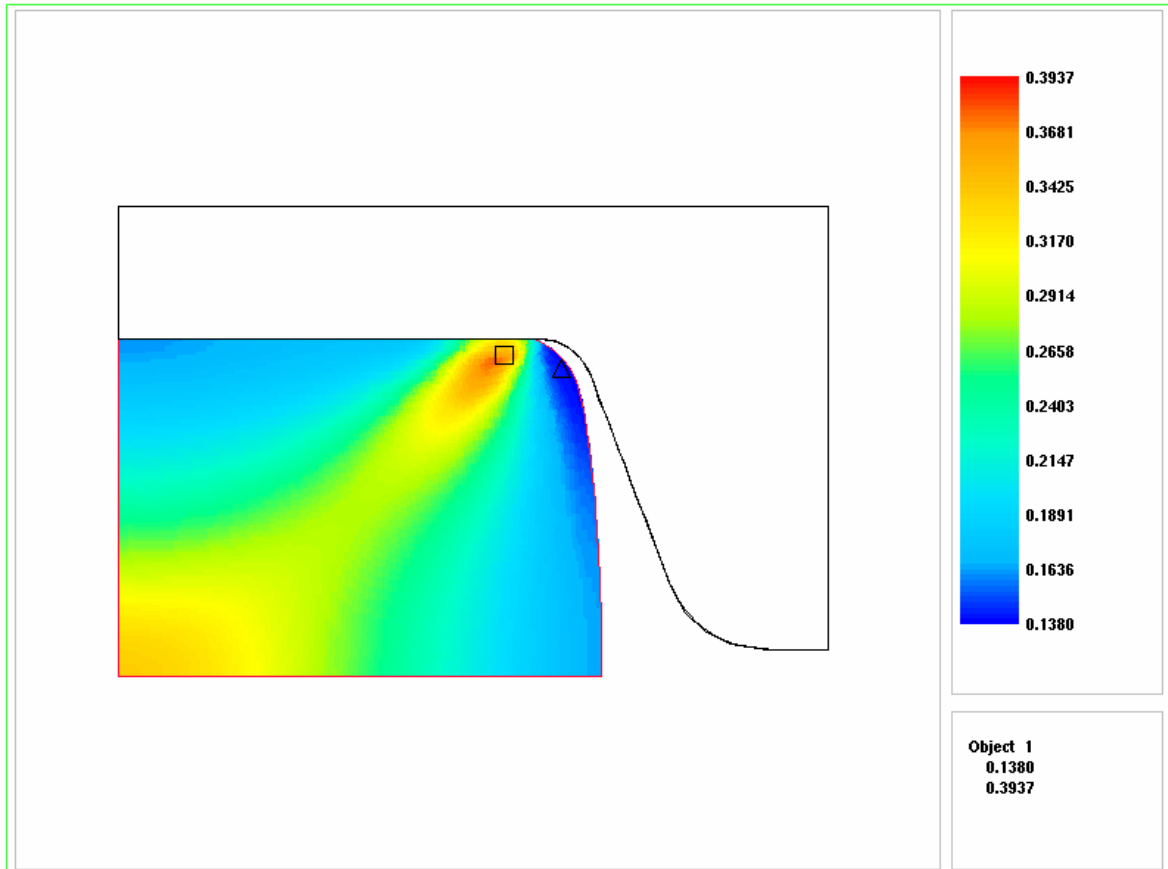


Abbildung 4: Vergleichsumformgrad während des Walzstichs

In Abbildung 4 ist die ungleichmäßige Verteilung des Umformgrades während des Walzstichs deutlich erkennbar.

Abbildungen 5 und 6 zeigen die mit dem Mikrostrukturmodell berechnete Entwicklung des rekristallisierten Anteils und der mittleren Gesamtkorngröße 3/10 Sekunden nach dem Walzstich.

In den Zonen höherer Temperatur und Verformungsrate läuft die Rekristallisation schneller ab (Zentrum, Schmiedekreuz).

In den Randzonen ist erst ein geringer Gefügeanteil rekristallisiert und damit die mittlere Korngröße noch im Abnehmen begriffen. Im Zentrum ist die Rekristallisation vollständig abgeschlossen, das Korn wächst in weiterer Folge durch normales Kornwachstum.

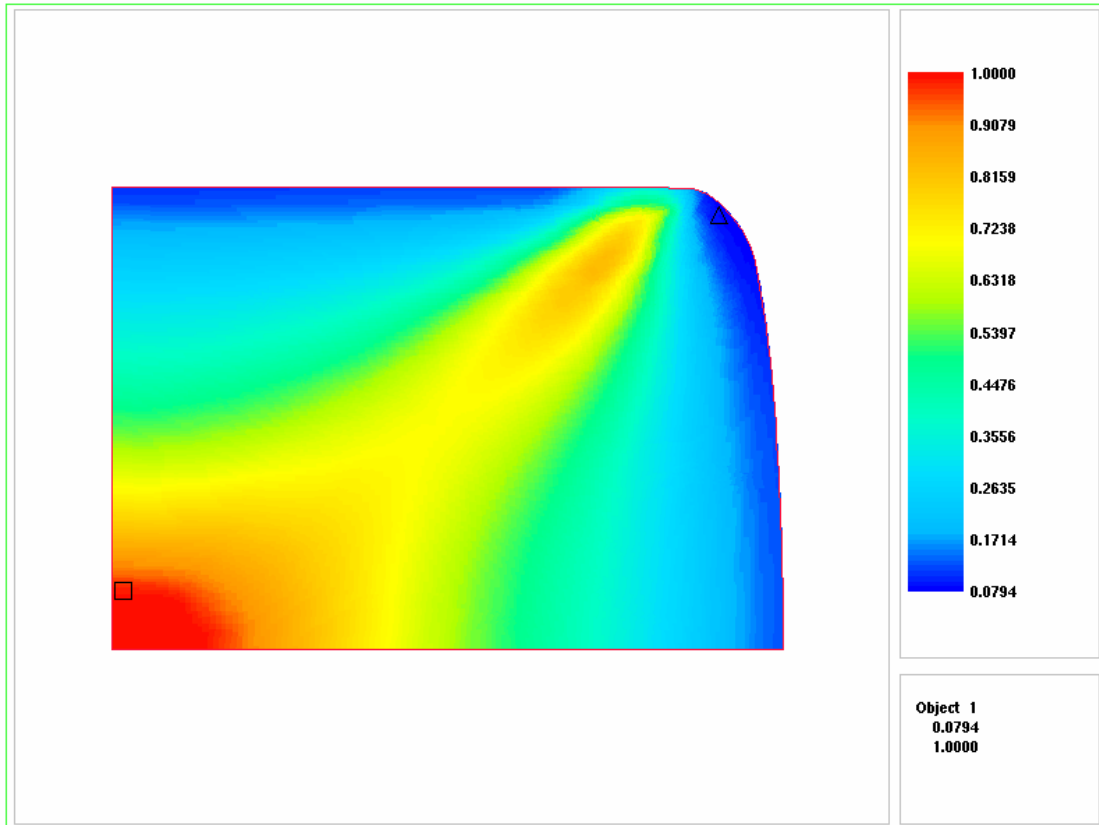


Abbildung 5: Postdynamisch rekristallisierter Anteil 0.3 s nach dem Walzstich.

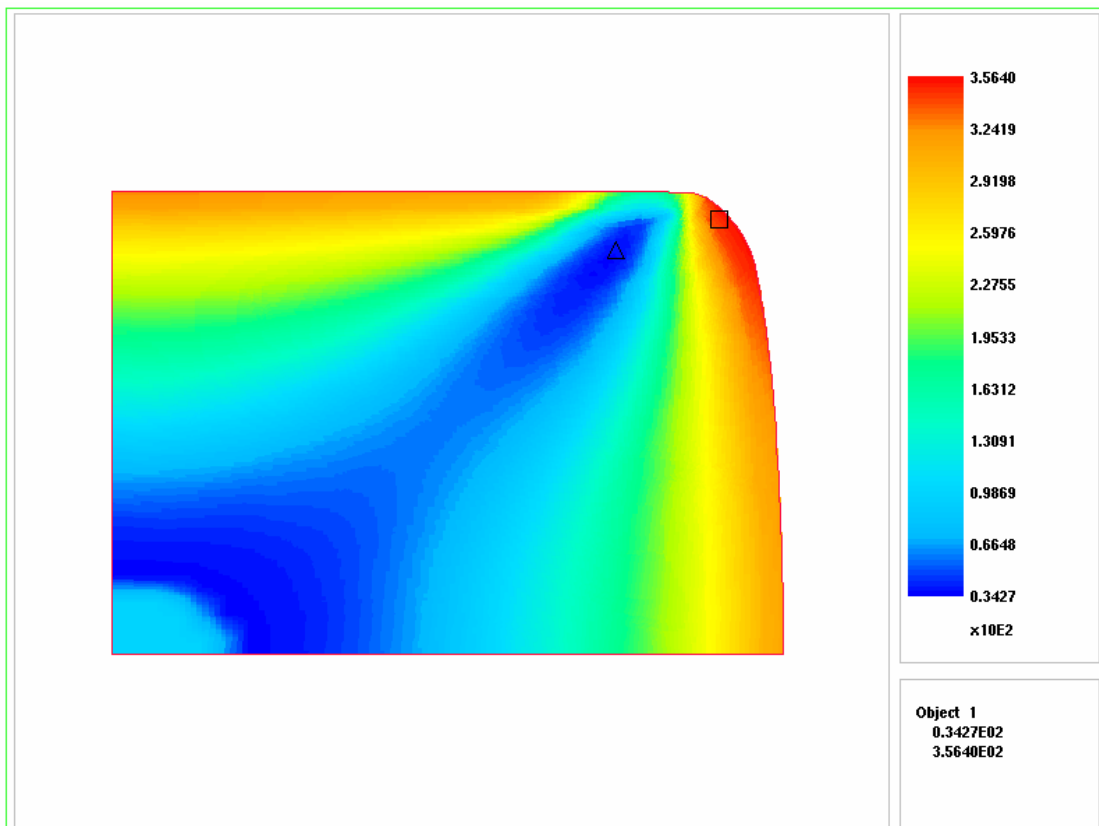


Abbildung 6: Mittlere Gesamtkorngröße 0.3 s nach dem Walzstich (Anfangskorngröße = 500 μ m).

Zusammenfassung

Warmumformprozesse lassen sich durch FE-Modelle und Mikrostrukturmodelle beschreiben und optimieren. Die Voraussetzung hierfür ist die Kenntnis von Randwerten (thermophysikalischen Daten) und Modellparametern, die durch aufwendige experimentelle Programme bestimmt werden müssen.

Literaturnachweis

- [1] C. Sommitsch, *Dissertation*, Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren, Technische Universität Graz, Graz, 1999.
- [2] W.J.McG.Tegart: *Proc. Int. Conf. On Hot Deformation of Austenite*, J.B.Balance (ed.), Met. Soc. AIME, Pennsylvania, 1977, 1.
- [3] R.Kopp, M.Cho, M.Moraes de Souza: *Steel Research*, 1988, **59**, 161.
- [4] C.M.Sellars: *Proc. Int. Conf. On Hot Working and Forming Processes*, C.M.Sellars, G.J.Davies (eds.), The Metal Soc., Sheffield, 1979, 3.
- [5] R.Barbosa: *PhD Thesis*, University of Sheffield, 1983.
- [6] H.J.McQueen, E.Evangelista, N.D.Ryan: *Research for Quality in the Hot Working of Austenitic Stainless Steels*, Met. Int. Congress, Bologna, 1988.
- [7] W.Roberts, B.Ahlblom: *Acta Metall.*, 1978, **26**, 801.
- [8] N.D.Ryan, H.J.McQueen, E.Evangelista: *Dynamic Recrystallisation in Austenite Stainless Steels*, Proc. Of the 7th Riso Int. Symp. On Metallurgy and Materials Science, N.Hansen (ed.), 1986.
- [9] C.Sellars: *Mat. Sci. Tech.*, 1990, **6**, 1072.
- [10] J.J.Jonas, T.Maccagno, S.Yue: *Phase Transformations during the Thermal/Mechanical Processing of Steels*, E.B.Hawbolt, S.Yue (eds.), The Canadian Institute of Mining, 1995.
- [11] C.Roucoules, P.D.Hodgson, S.Yue, J.J.Jonas: *Met. Trans.*, 1994, **25A**, 389.

