

# **Metallkundliche Ursachen und mechanische Auswirkungen unvollständiger Rekristallisation**

## **Metallurgical reasons and mechanical consequences of incomplete recrystallization**

*Professor Dr Dierk Raabe*

*Max-Planck-Institut für Eisenforschung  
Max-Planck-Str. 1  
40237 Düsseldorf  
Germany  
([raabe@mpie.de](mailto:raabe@mpie.de))*



## **Zusammenfassung**

Unvollständige Rekristallisation kaltumgeformter Stähle vermindert die Qualität im Hinblick auf Festigkeit, Bruchdehnung, plastische Anisotropie (z.B.  $r$ -Wert) und Aussehen. Sie wird insbesondere in niedriggekohlten Tiefziehstählen, in ferritischen Edelstählen, in der ferritischen Phase von Duplexstählen und in Eisen–Silizium Transformatorstählen beobachtet. Der Bericht benennt neuere Modelle und Ergebnisse zu den wesentlichen metallkundlichen Ursachen und zu den technischen Folgen unvollständiger Rekristallisation. Es wird gezeigt, daß die Ursachen unvollständige Rekristallisation vor allem in der Subkornstruktur der Stähle zu finden sind.

## **Summary**

Incomplete recrystallization of cold worked steels reduces quality in terms of strength, elongation to fracture, plastic anisotropy (e.g.  $r$ -value) and appearance. It is particularly observed in low-carbon steels, in ferritic stainless steels, in the ferritic phase of duplex steels, and in iron–silicon transformer steels. The report reviews recent models and results about the major metallurgical reasons and technical consequences of incomplete recrystallization. It is shown that the reasons for incomplete recrystallization are particularly to be found in the subgrain structure of steels.



## Einleitung

Unter primärer statischer Rekristallisation oder auch diskontinuierlicher Rekristallisation (im folgenden kurz als Rekristallisation bezeichnet) ist die Bildung eines versetzungsarmen Gefüges in einem hinreichend verformten versetzungsreichen Material durch Entstehung und Bewegung von Großwinkelkorngrenzen zu verstehen. Der einleitende Vorgang der Neubildung beweglicher Großwinkelkorngrenzen als Grenzflächen zwischen versetzungsarmem und versetzungsreichem Material wird in der klassischen Metallkunde, in Analogie zu den Gleichgewichtsumwandlungen, als Keimbildung bezeichnet. Das nachfolgende weitere Wachsen von Keimen in versetzungsreiches Verformungsgefüge hinein unter Abbau der Versetzungsdichte wird als Keimwachstum bezeichnet [1...3].

Die thermodynamischen Ursachen und die Kinetik der Bewegung von Großwinkelkorngrenzen bei der Rekristallisation können für homogene Fälle phänomenologisch-physikalisch beschrieben werden. Als theoretische Grundlage dient die linearisierte Form der Turnbull'schen Ratengleichung, nach welcher die Geschwindigkeit einer Korngrenze  $v$  sich näherungsweise linear aus ihrer Mobilität  $m$  und der auf sie wirkenden treibenden Kraft  $p$  ergibt [1...3].

$$v = m p \quad \text{Gleichung 1}$$

Die Keimbildungsvorgänge hingegen, die erst zur Bildung oder Mobilisierung beweglicher Großwinkelkorngrenzen führen, sind als kritische Phänomene aus statistischer Sicht derzeit weit schwieriger thermodynamisch und kinetisch auf der Basis mittlerer Eigenschaften des Verformungsgefüges zu beschreiben. Die Problematik der Keimbildungstheorie liegt darin, daß die Rekristallisationskeimbildung in hohem Maße *heterogen* erfolgt. In einem Material mit sehr homogener Mikrostruktur ist Keimbildung theoretisch sogar ganz unmöglich. Als Folge der Komplexität insbesondere der Rekristallisationskeimbildung sind exakte theoretische Vorhersagen technisch relevanter Rekristallisationsdaten in Stählen wie etwa der Endkorngröße, der Kinetik, der Textur oder der Keimdichte nicht möglich.

Dieser Bericht gibt einen knappen Überblick der gegenwärtigen physikalischen Modelle zu den Vorgängen der Keimbildung und des Keimwachstums bei der primären statischen Rekristallisation. Es wird aufgezeigt, wie technisch relevante Details des Verformungsgefüges in diese neuen Modelle einbezogen werden können, um zu einem verbesserten Verständnis der Rekristallisation zu kommen. Aus diesem neuen Verständnis können dann verbesserte Vorhersagemethoden zur Berechnung der Rekristallisation von Stählen abgeleitet werden.

## Homogene Rekristallisationskeimbildungstheorie

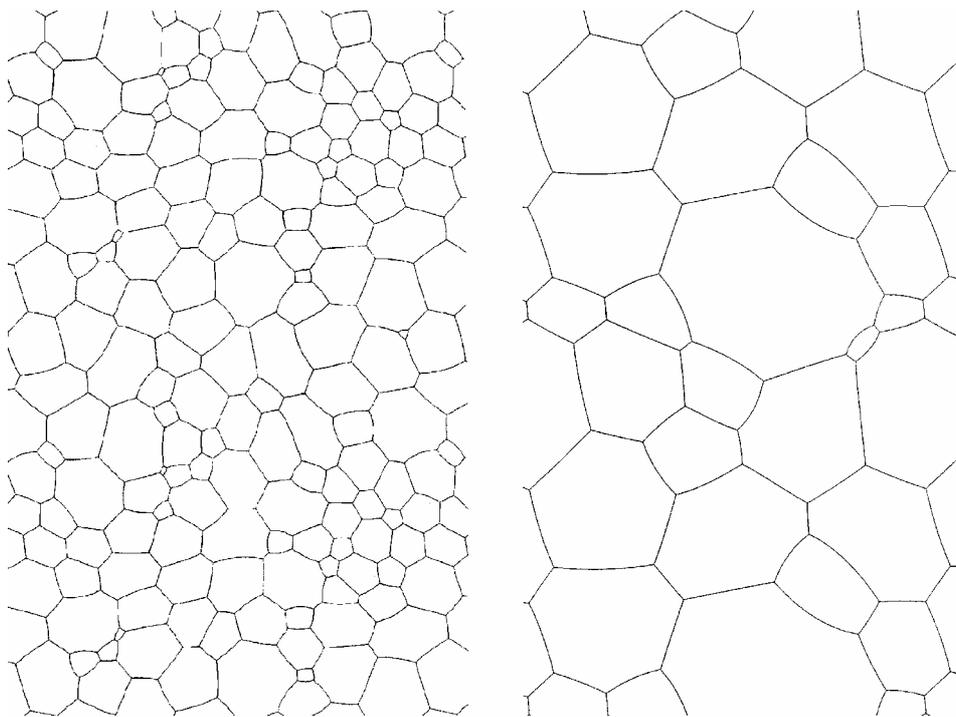
Im Bild der klassischen homogenen Keimbildungstheorie wird ein wachstumsfähiger Rekristallisationskeim gebildet, indem sich durch thermische Fluktuation spontan eine versetzungsarme Gruppe von Atomen, die von einer beweglichen Großwinkelkorngrenze umgeben ist, in ansonsten versetzungsreicher Umgebung zusammenfindet. Es kann leicht gezeigt werden, daß diese Form der Keimbildung bei der Rekristallisation ausgeschlossen



werden kann, da die aufzubringende Korngrenzenenergie hoch und die gewonnene elastische Verzerrungsenergie aus der lokalen Verminderung der Versetzungsdichte vergleichsweise gering ist. Dies ergibt eine so hohe theoretische Keimbildungsenergie, daß Keimbildung erst bei astronomisch hohen Temperaturen allein durch thermische Fluktuation erfolgen könnte. Nach der Theorie der klassischen homogenen Keimbildung dürfte Rekristallisation also gar nicht existieren.

## Heterogene Rekristallisationskeimbildung durch diskontinuierliches Subkornwachstum

In jüngerer Zeit hat sich als alternative Keimbildungstheorie das Modell des unstetigen oder diskontinuierlichen Subkornwachstums durchgesetzt [3,4]. Es ist eine bekannte Tatsache, daß die Versetzungen sich in polykristallinen Stählen nach starker plastischer Verformung in Zellstrukturen bzw. Subkornstrukturen innerhalb der verformten Körner anordnen, um die elastische Verzerrungsenergie zu vermindern <sup>1</sup>.



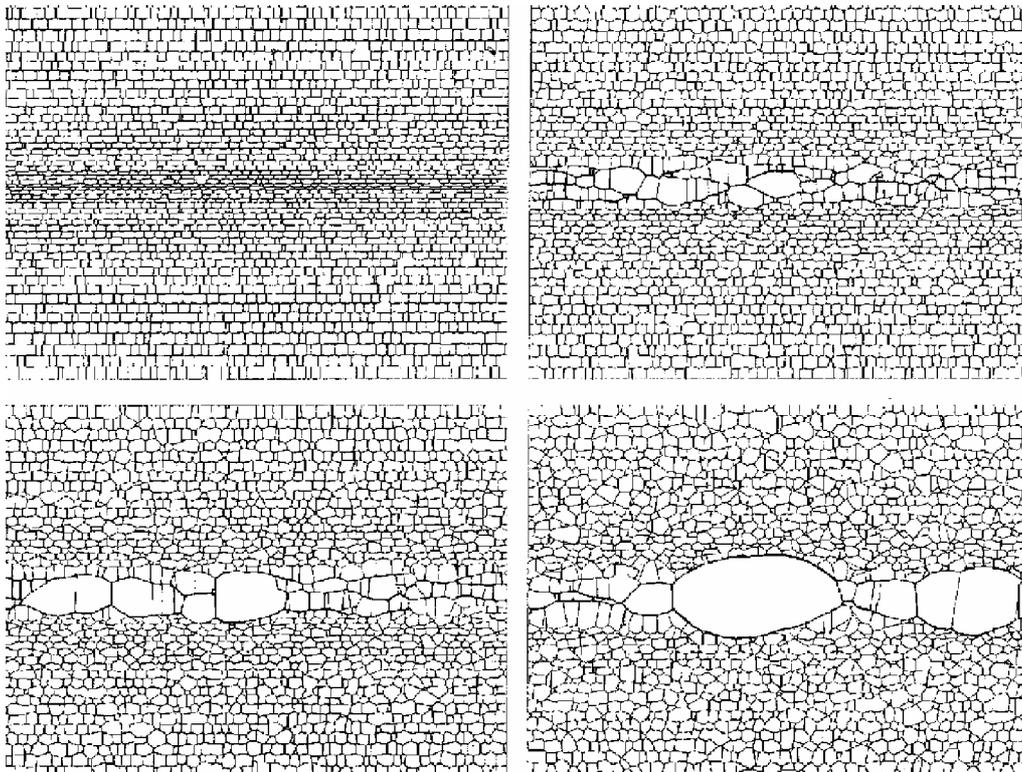
**Bild 1.** Computersimulation zum kontinuierlichen Subkornwachstum; 2D-Vertexmodell [5]. Die dargestellten Grenzflächen sind Kleinwinkelkorngrenzen innerhalb eines verformten Kornes.

**Fig. 1.** Computer simulation of continuous subgrain coarsening; 2D vertex model [5]. The shown interfaces are small angle grain boundaries within deformed grains.

<sup>1</sup> Nach dem gegenwärtigen Sprachgebrauch ist unter dem Begriff der Versetzungszellstruktur eine bei der Verformung entstandene 3 dimensionale käfigartige Versetzungswandanordnung zu verstehen, die eine deutlich höhere Versetzungsdichte aufweist, als die Bereiche innerhalb der Zellen. Subkornstrukturen unterscheiden sich von diesen Zellstrukturen, indem sie – zumeist durch thermische Aktivierung – nach Annihilationsvorgängen wesentlich schärfer ausgeprägt sind und sich im wesentlichen durch ihren geometrischen notwendigen Versetzungsgehalt definieren.

Solche Versetzungsstrukturen weisen zwischen benachbarten Subkörnern nur geringe Orientierungsunterschiede auf und sind thermodynamisch nicht stabil, sondern bei ausreichend niedrigen Temperaturen lokal mechanisch stabil. Aufgrund ihrer kleinen Desorientierungen haben die Versetzungswände eine im Vergleich zu den meisten Großwinkelkorngrenzen nur geringe thermische Beweglichkeit. Bei einer Glühbehandlung stellt sich allerdings trotzdem in einer solchen Struktur Subkornwachstum ein, welches analog zu konventionellem Kornwachstum behandelt werden kann, auch wenn die Mobilitäten der Subkorngrenzen gering sind. Dieser kinetische Nachteil kann durchaus durch die Feinheit der Subkornstrukturen, also durch die im Vergleich zum Kornwachstum mit Großwinkelkorngrenzen hohen treibenden Kräfte, kompensiert werden. Kontinuierliches Subkornwachstum unter solchen Bedingungen würde allerdings zunächst *nicht* zu einem Rekrystallisationskeimbildungsvorgang führen, den man ja als Neubildung beweglicher Großwinkelkorngrenzen zwischen versetzungsarmem und versetzungsreichem Material zu verstehen hat, sondern nur zu einer homogenen und morphologisch selbstähnlichen Subkornvergrößerung, **Bild 1**.

*Diskontinuierliches* Subkornwachstum hingegen, das – wiederum in Analogie zum diskontinuierlichen oder auch sekundären Kornwachstum mit beweglichen Großwinkelkorngrenzen – als unstetige Vergrößerung nur weniger bevorteilter Subkörner auf Kosten der sie umgebenden Subkornstruktur aufgefaßt werden kann, kann durchaus zu einer un stetigen lokalen Akkumulation eines so großen Orientierungsunterschiedes führen, daß schließlich vereinzelt grobe Subkörner mit Großwinkelkorngrenzenbereichen entstehen. Diese stellen dann wachstumsfähige Rekrystallisationskeime dar, **Bild 2**.



**Bild 2.** Computersimulation zum diskontinuierlichen Subkornwachstum, welches zur Bildung eines Rekrystallisationskeimes mit hochbeweglichen Großwinkelkorngrenzen führen kann [6].

**Fig. 2.** Computer simulation of discontinuous subgrain coarsening, which can lead to the formation of a recrystallization nucleus with very mobile large angle grain boundaries [6].

Auch der weitere Verlauf der Rekristallisation läßt sich in diesem Modellbild nicht nur im klassischen Avrami–Johnson–Mehl–Kolmogorov Sinne als Wachstum versetzungsarmer Kugeln in einer homogenen verformten Matrix beschreiben, sondern als diskontinuierliches Kornwachstum in einem Verformungsgefüge aus Subkörnern. Beim Übergang vom klassischen Modell in dieses neue Modell ist die verformte Matrix dementsprechend nicht mehr als statistisch gleichmäßig verteilte Versetzungsstruktur aufzufassen, sondern als feinzellige Subkornstruktur, deren mittlere Zellgröße zumindest eine Größenordnung unter der des überkritischen Keim–Subkornes liegt. **Tafel 1** zeigt die drei grundsätzlichen Ursachen für lokale Wachstumsvorteile eines Subkorns gegenüber seinen Nachbarsubkörnern innerhalb eines verformten Kornes im Hinblick auf Rekristallisationskeimbildung.

**Tafel 1.** Mögliche Ursachen für diskontinuierliches Subkornwachstum in verformten Körnern  
**Table 1.** Possible reasons for discontinuous subgrain coarsening in deformed grains

<b>Topologische Ursachen</b>	lokaler Größenvorteil, analog zur Topologie bei der sekundären Rekristallisation (unstetiges Kornwachstum)
<b>Korngrenzenkinetische Ursachen</b>	lokal höhere Mobilität der Subkorn Grenzen
<b>Energetische Ursachen</b>	höhere lokale treibende Kraft, geringere lokale rücktreibende Kraft

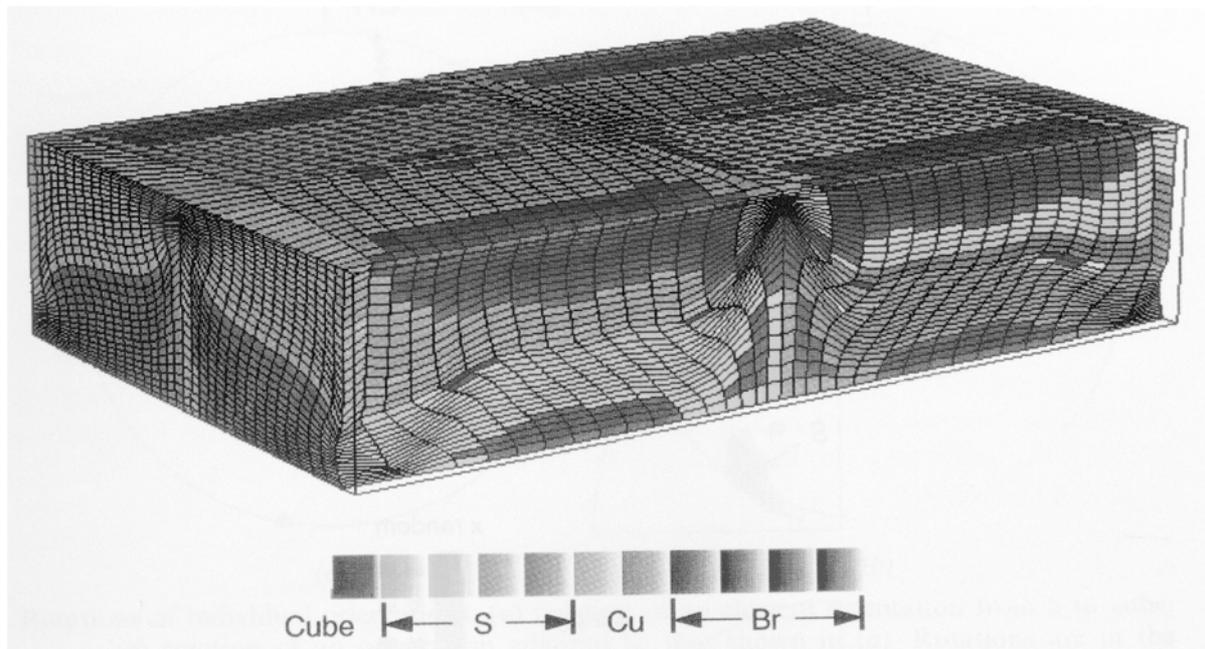
Typische Keimbildungsvorgänge in verformten Gefügen sind auch oft durch das Zusammenwirken mehrerer Ursachen gekennzeichnet. So befinden sich an mikroskopischen Inhomogenitäten im Verformungsgefüge bereits Bereiche, die sehr feine Subkornstrukturen bzw. Gradienten in der Subkorngröße aufweisen, **Bild 2**. In diesen Bereichen, die somit prädestinierte Keimstellen darstellen, sind hohe lokale treibende Kräfte und häufig auch beträchtliche Orientierungsunterschiede zwischen benachbarten Subkörnern zu finden. Solche Subkornstrukturen werden in den Rändern von Scherbändern, an größeren Ausscheidungen, an bereits vorhandenen Großwinkelkorngrenzen oder an Übergangsbändern beobachtet. Besonders höhere lokale Orientierungsgradienten zwischen Subkörnern führen zu einer größeren Beweglichkeit der Subkornwände. Dies bedingt beim Subkornwachstum während einer Glühung eine rasche Akkumulation noch größerer Orientierungsunterschiede und daher zu einer schnellen Erhöhung der Beweglichkeit der Subkorn Grenzen.

Neben den genannten keimbildungsträchtigen Gefügebereichen finden sich beträchtliche Heterogenitäten der Subkornstruktur mit keimbildungsrelevanten Gradienten aber auch innerhalb einzelner Körner als Folge der orientierungsabhängigen Kristallkinematik. Die Subkorngrößenverteilung und die Orientierungsverteilung der Subkornstruktur innerhalb eines verformten Kornes ist typischerweise beträchtlich von dessen eigener Ausgangsorientierung zu Beginn der Verformung abhängig. So gibt es stark verformte Körner mit Orientierungsänderungen in ihrer Mikrotextur von bis über 50 Grad, aber auch solche mit Orientierungsänderungen von weniger als 10 Grad über die gesamte Kornlänge.



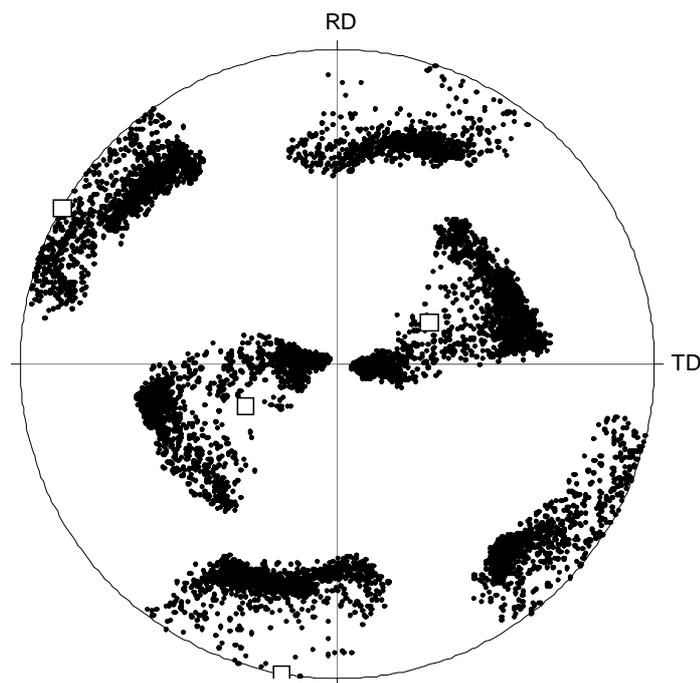
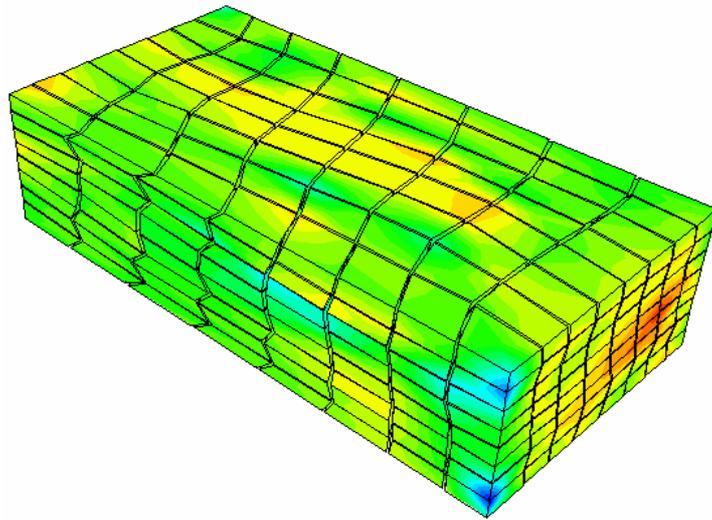
Aus diesen Beispielen geht bereits klar hervor, daß die Erfüllung eines oder mehrerer der in Tafel 1 aufgezeigten Kriterien als Auslöser des zur Keimbildung führenden diskontinuierlichen Subkornwachstums nur in *heterogenen* Mikrostrukturen möglich ist. Alle drei Aspekte beziehen sich nämlich auf *lokale* Vorgänge beim Subkornwachstum. Die Abwesenheit von Heterogenität in der Subkornstruktur wird grundsätzlich nur zu gleichmäßiger Subkornvergrößerung führen, nicht aber zur Rekrystallisationskeimbildung.

Insbesondere in Stählen hat sich gezeigt, daß die Orientierungsabhängigkeit der auf der Kristallkinematik beruhenden Kristallgitterkrümmungen (Orientierungsgradienten) der Körner zu beträchtlichen Unterschieden in der korneigenen Verformungsmikrotextur führen kann. Starke Orientierungsgradienten sind eine wichtige Voraussetzung für die Entstehung von keimrelevanten Subkornstrukturen und können die Rekrystallisationskeimbildung in ansonsten homogenen Mikrostrukturen maßgeblich bestimmen [7...9], **Bild 3**.



**Bild 3a.** Simulierte Orientierungsabhängigkeit der Kristallgitterkrümmungen (Orientierungsgradienten) innerhalb von verformten Körnern [10]. Starke Orientierungsgradienten sind eine notwendige Voraussetzung für die Entstehung von keimrelevanten Subkornstrukturen.

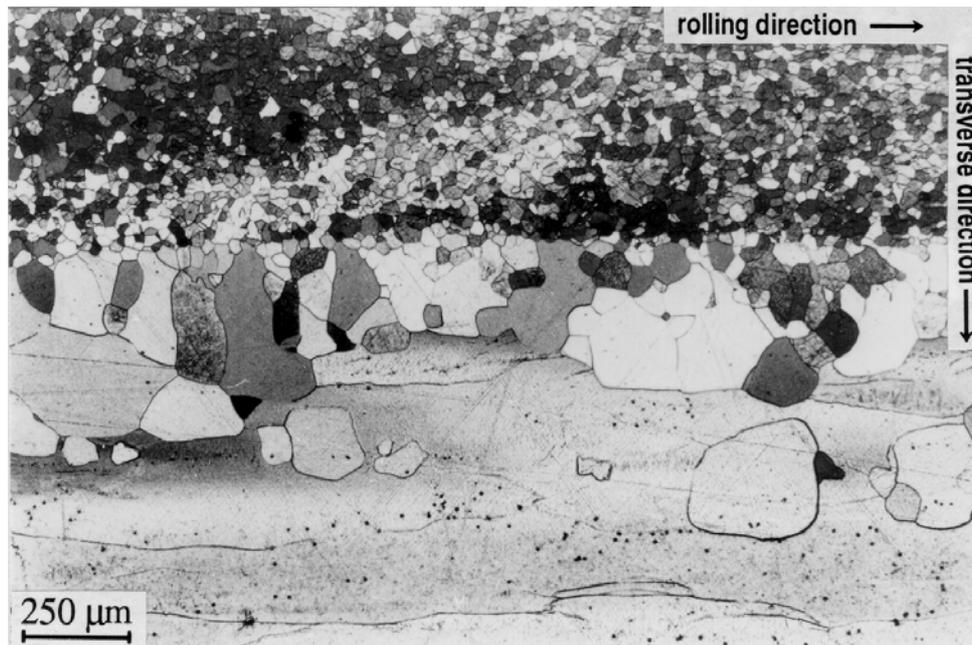
**Fig. 3a.** Simulated orientation dependence of crystal lattice curvature (orientation gradients) within deformed grains [10]. Strong orientation gradients are a necessary precondition for the formation of nucleation-relevant subgrain structures.



**Bild 3b.** Simulierte Orientierungsabhängigkeit der Kristallgitterkrümmungen (Orientierungsgradienten) innerhalb von verformten Körnern. Starke Orientierungsgradienten sind eine notwendige Voraussetzung für die Entstehung von keimrelevanten Subkornstrukturen.

**Fig. 3b.** Simulated orientation dependence of crystal lattice curvature (orientation gradients) within deformed grains. Strong orientation gradients are a necessary precondition for the formation of nucleation-relevant subgrain structures.

Die Orientierungsabhängigkeit der Keimbildungsrate kann in Stählen durchaus soweit führen, daß bestimmte Orientierungsklassen mit geringen korneigenen Orientierungsgradienten gar nicht rekristallisieren und somit auch ihre ursprüngliche längsgestreckte Form behalten, während andere Orientierungsklassen aufgrund ihrer ausgeprägten Orientierungsgradienten sehr hohe Keimdichten aufweisen und bereits nach sehr geringen Umformgraden bei einer Glühung rekristallisieren. Dies ist in der Tat eine entscheidende Ursache heterogener Rekristallisation in Stählen [8,11], **Bild 4**.



**Bild 4.** Experimentell beobachtete Orientierungsabhängigkeit der Rekristallisationskeimbildung in Eisen, Flachschiiff [8].

**Fig. 4.** Experimentally observed orientation dependence of recrystallization nucleation in iron, flat section [8].

Eine starke Orientierungsabhängigkeit der Keimbildungsrate wurde in niedriggekohlten Tiefziehstählen, **Bild 4**, in ferritischen Edelstählen, in der ferritischen Phase von Duplexstählen und in Eisen–Silizium Transformatorstählen beobachtet [8,11]. Dabei stellte sich auch heraus, daß eine gröbere Ausgangskorngröße vor der Kaltumformung zu einer Verstärkung des Effektes führte. Dies kann damit erklärt werden, daß in kleinen verformten Körnern die bei der Rekristallisation benötigten Keime auch von Nachbarkörnern aus in ein Korn mit geringer eigenen Keimbildungsdichte hineinwachsen können.

Im Falle der Gruppenbildung von Körnern ähnlicher Kristallorientierung, wie etwa in ferritischen Edelstählen, wird die Orientierungstopologie der Texturkomponenten wichtig, daß heißt ihre räumliche Anordnung. Liegen zu viele Körner geringer Keimbildungsdichte nebeneinander, so können auch keine von außen eindringenden wachstumsfähigen Keime zur Rekristallisation führen. Besonders ausgeprägt ist der Mangel wachstumsfähiger Keime aus dem Nachbargefüge im Falle von Duplexstählen, da in diesem Falle ein Korn oft durch eine Phasengrenze und nicht durch eine Korngrenze begrenzt wird.

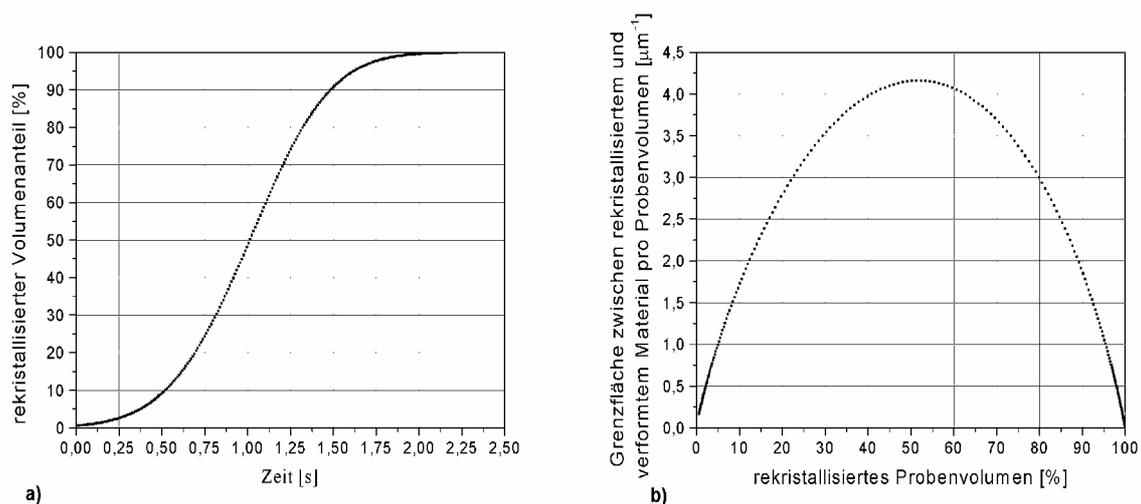
Bemerkenswert ist, daß nach dem hier vorgestellten neuen Modellansatz zur Keimbildung und zum folgenden Keimwachstum die bisherigen Theorien von Subkornwachstum, Rekrystallisationskeimbildung, primärer statischer Rekrystallisation, Kornwachstum und auch bestimmte Aspekte der Kristallerholung, sofern sie kontinuierliches Subkornwachstum betreffen, einheitlich beschrieben werden können [4].

## Keimwachstum

Wenn ein Subkorn durch diskontinuierliche Subkornvergrößerung eine kritische Größe bzw. eine gegenüber den Nachbarsubkörnern ausreichend große Mobilität oder Energie seiner Korngrenzen erreicht hat, wirkt es als diskontinuierlich weiterwachsendes Subkorn. Es übernimmt dann die Funktion eines Rekrystallisationskeimes.

Die Beschreibung der weiteren Vergrößerung eines wachstumsfähigen Keims kann durch die linearisierte Form der Turnbull'schen Ratengleichung beschrieben werden, **Gleichung 1**. Dabei ist zu beachten, daß sowohl die Mobilität als auch die Energie eine starke Abhängigkeit vom Orientierungsunterschied aufweisen. Insbesondere ist zu bedenken, daß die Mobilität der Großwinkelkorngrenzen eine exponentiell vom Orientierungsunterschied und der Temperatur abhängige Größe ist, die somit sehr empfindlich auf entsprechende mikrostrukturelle oder externe Parameteränderungen bei einer Glühbehandlung reagieren kann.

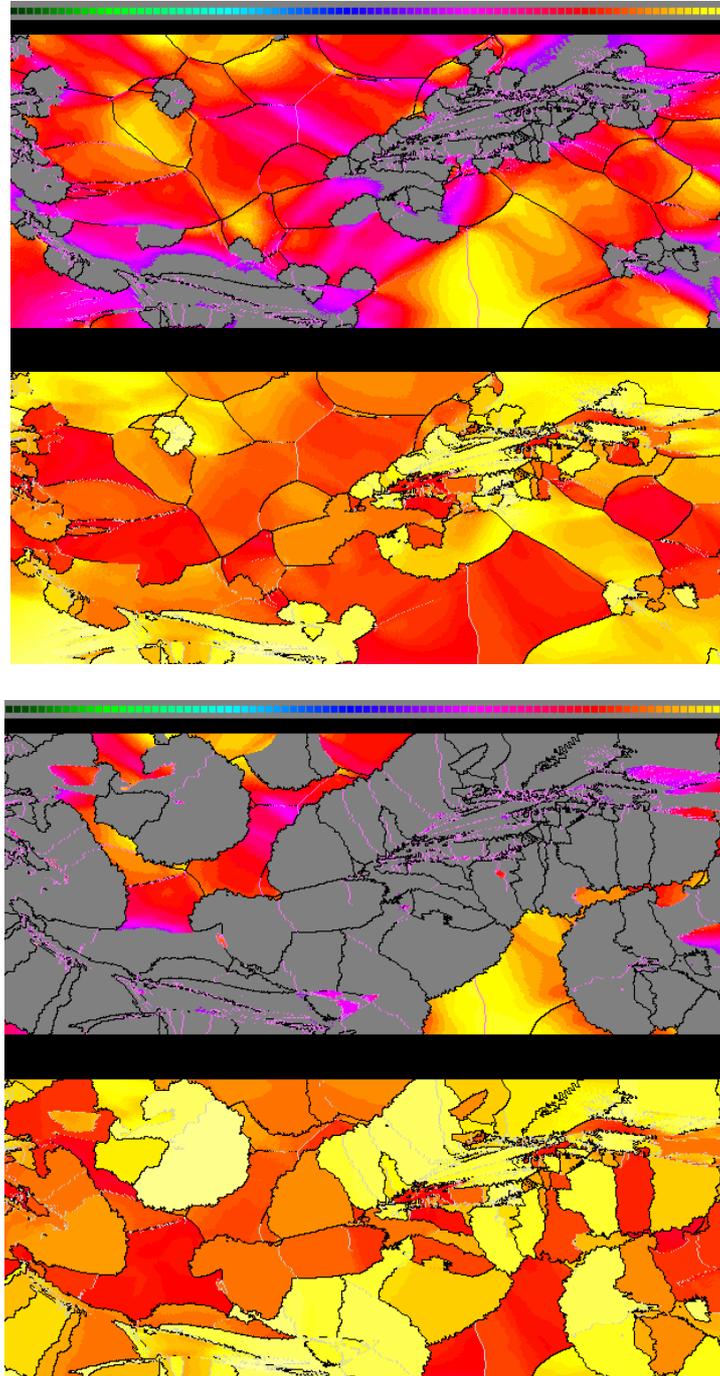
Bei einer gleichmäßigen Verteilung der Keimstellen und isotroper, orientierungsabhängiger Mobilität und Energie der Großwinkelkorngrenzen ergibt sich die bekannte sigmoidale Avrami–Johnson–Mehl–Kolmogorov Kinetik der Rekrystallisation, **Bild 5**.



**Bild 5.** Computersimulation der Kinetik der primären Rekrystallisation bei statistischer ortsgesättigter Keimbildung in einer einheitlich verformten und orientierten Matrix, a) Kinetik der Volumenumwandlung, b) Cahn–Hagel Darstellung der Grenzflächenstatistik.

**Fig. 5.** Computer simulation of the kinetics of primary recrystallization in case of statistical site-saturated nucleation in a homogeneously deformed and oriented matrix, a) Kinetics of volume transformation, b) Cahn–Hagel plot of interface statistics.

Neben der Orientierungsabhängigkeit der Keimbildung spielt nach der Ratengleichung der Korngrenzenbewegung auch die Heterogenität der treibenden Kraft eine große Rolle. So wurde in Computersimulationen der Rekristallisation auf der Basis von Kristallplastizitäts–Finite–Elemente Methoden beobachtet, daß die Topologie und Kinetik der Rekristallisation auch beträchtlich von lokalen treibenden Kräften beeinflusst wird, **Bild 6**.



**Bild 6.** Computersimulation des zeitlichen Fortschritts der Rekristallisation auf der Basis von Kristallplastizitäts–Finite–Elemente Daten [12,13]. Die Farbwerte der oberen Teilbilder zeigen jeweils die Versetzungsdichte und die der unteren Teilbilder die Orientierungen.

**Fig. 6.** Computer simulation of the temporal progress of recrystallization on the basis of crystal plasticity finite element data [12,13]. The coloring of the upper graphs present the dislocation density and of the lower graphs the orientations.

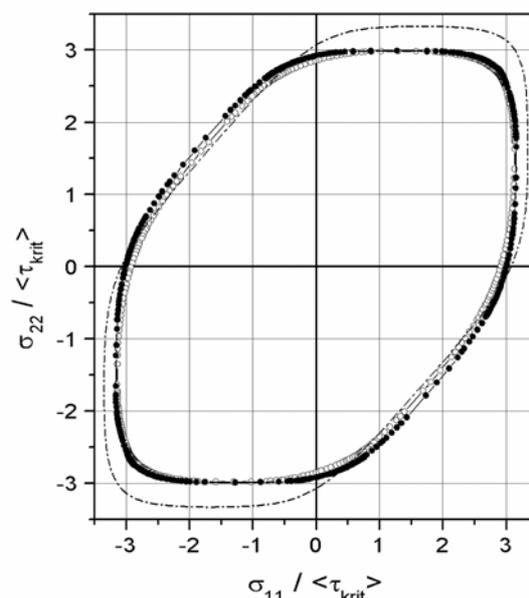
## Auswirkungen heterogener Rekristallisation auf die mechanischen Eigenschaften

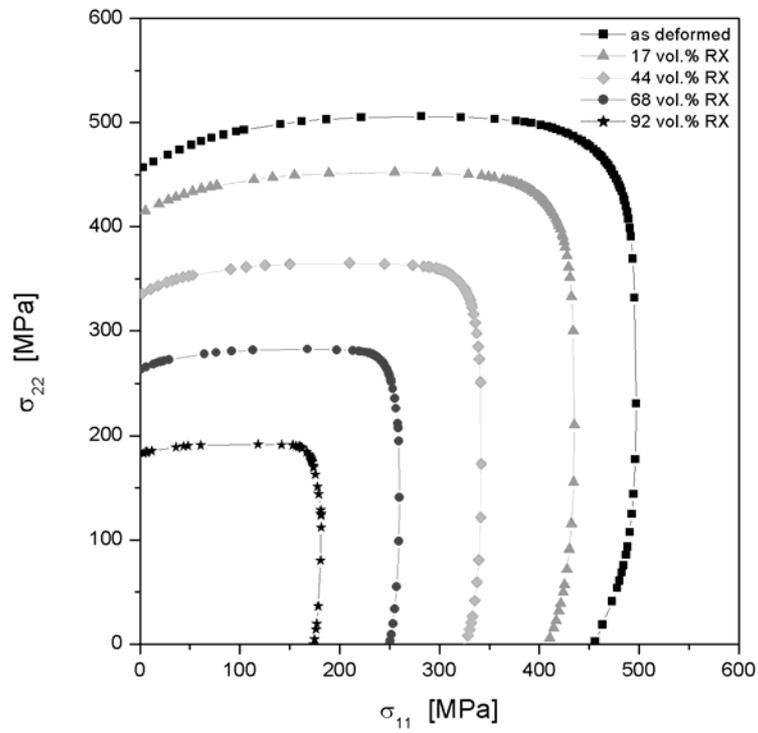
Die räumliche und texturbezogene Heterogenität der Rekristallisation kann nicht nur zu einer Änderung der Fließgrenze beim einachsigen Versuch führen, sondern auch zu einer beträchtlichen Änderung der gesamten plastischen Anisotropie. Dies wird deutlich, wenn man den sechsdimensionalen Fließort  $R_{ij}$  eines Polykristalls als Ortsintegral über den lokalen Taylortensor  $M_{ij}$  und die lokale kritische Schubspannung  $\langle \tau \rangle^{\text{krit}}$  berechnet.

$$R_{ij} = \frac{1}{V} \int_{\vec{x}} M_{ij}(\vec{x}) \langle \tau \rangle^{\text{krit}}(\vec{x}) d\vec{x} \quad \text{Gleichung 2}$$

An dieser Formel ist zu erkennen, daß orientierungsabhängige Rekristallisation, die ja zwangsweise zu einer diskontinuierlichen Änderung des Taylortensors und vor allem der lokalen kritischen Schubspannung führt, nicht nur den kinematischen Anteil  $M_{ij}$ , sondern auch den kinetischen Anteil  $\langle \tau \rangle^{\text{krit}}$  am Fließort ändert. **Bild 7** zeigt die Änderung des metallphysikalischen Fließortes bei partieller orientierungsabhängiger Rekristallisation. Die gestrichelte Kurve zeigt die von Mises–Spannung aus der isotropen Kontinuumstheorie. Die schwarzen Symbole zeigen den aus der Textur ohne Berücksichtigung der in den rekristallisierten Körnern abgesenkten Fließspannung berechneten Fließort. Die weißen Symbole zeigen den korrekt aus Textur *und* der in den rekristallisierten Körnern abgesenkten lokalen Fließspannung berechneten Fließort.

Bekanntermaßen beeinflussen Änderungen des Polykristallfließortes sämtliche technologisch wichtigen plastischen Eigenschaften wie etwa die Tiefziehfähigkeit und Zipfelbildung ( $r$ -Wert) oder die Abhängigkeit der Fließgrenze von der Probenentnahmerichtung. Aus diesem Grunde ist eine Berücksichtigung der Heterogenität der Rekristallisation von Stählen von beträchtlicher Bedeutung bei der Berechnung der mechanischen Eigenschaften.





**Bild 7.** Änderung des Fließortes (Ausschnitt) bei partieller orientierungsabhängiger Rekristallisation.

**Fig. 7.** Change of the yield surface (portion) in case of partial orientation dependent recrystallization.

## **Schrifttum**

- [1] Gottstein, G., (1984). Rekristallisation metallischer Werkstoffe (DGM Verlag).
- [2] Haessner, F. (1984). Recrystallization of Metallic Materials, Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart.
- [3] Humphreys, F. J. , Hatherly, M. (1995) Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Pergamon Press.
- [4] Humphreys, F. J.: Acta Met. 45 (1997) S. 4231.
- [5] Raabe, D.: Computational Materials Science (1998) Wiley-VCH
- [6] Humphreys, F. J.: Material Science and Technology, 8 (1992) S. 135.
- [7] Raabe, D., Boeslau, J.: phys. Stat. Sol. 181 (1994) S. 291.
- [8] Raabe, D.: Steel Research 66 (1995) S. 222.
- [9] Raabe, D. and Boeslau, J. (1994). Proceedings 15th RISØ Int. Sympos. on Mat. Science, eds.: S.I. Andersen, J.B. Bilde-Sorensen, T. Lorentzen, O.B. Pedersen and N.J. Sorensen. RISØ Nat. Lab., Roskilde, Denmark, S. 481.
- [10] Beaudoin, A.J., Mecking, H., Kocks, U.F., Philosophical Magazine A, 73 (1996) S. 1503.
- [11] Raabe, D.; Roters, F.; Marx, V.: Textures and Microstructures 26–27 (1996) S. 611
- [12] Raabe, D.: Philosophical Magazine A, 79 (1999) S. 2339.
- [13] Raabe, D.; Becker, R. C.: Proceedings of the 12th International Conference on Textures of Materials ICOTOM 12, Montreal, Canada, eds.: Jerzy A. Szpunar, NRC Research Press, National Research Council of Canada, Building M–55, Ottawa, ON K1A 0R6, Canada, 1999, Volume 2, Seite 1112.
- [14] D. Raabe: Steel Research 66 (1995) 222–229
- [15] D. Raabe, M. Ylitalo: Metallurgical and Materials Transactions A, 27 (1996) 49–57
- [16] D. Raabe, Z. Zhao, S.–J. Park, F. Roters: Acta Materialia 50 (2002) 421–440
- [17] D. Raabe: Annual Review of Materials Research 32 (2002) p. 53-76

