

# DIE AUFTEILUNG DER GESAMTEN BRUCHENERGIE IN IHRE KOMPONENTEN

O. Kolednik, J. Stampfl<sup>1</sup>  
Erich Schmid Institut für Materialwissenschaft,  
Österreichische Akademie der Wissenschaften  
und Institut für Metallphysik, Montanuniversität Leoben,  
A-8700 Leoben, Österreich

## 1 Einleitung

Es ist bekannt, daß der Reißwiderstand von duktilen Werkstoffen von der Probengeometrie und der Probengröße abhängt, siehe z.B. Turner [1]. Daraus resultieren zwei Fragen: 1. Wie kann man den Reißwiderstand eines Werkstoffes eindeutig charakterisieren? 2. Wie kann man die an spezifischen Proben bestimmten Bruchzähigkeitsdaten auf Bauteile beliebiger Geometrie übertragen? Eine Idee zur Lösung dieser Fragen wäre, die gesamte für den Bruch notwendige plastische Verformungsenergie in einzelne charakteristische Komponenten aufzuteilen. Diese Idee ist nicht neu; sie ist schon mehrfach verfolgt worden, z.B. von Cotterel und Reddel [2], und John und Turner [3]. (In Stampfl und Kolednik [4] wird eine umfangreichere Literaturübersicht geboten.) Aber es ist uns aus der Literatur kein Beispiel einer vollständigen Aufteilung bekannt.

## 2 Die plastische Verformungsenergie für den Bruch und ihre Komponenten

In dieser Arbeit wird gezeigt, wie man auf experimentellem Wege die gesamte plastische Verformungsenergie  $W_{pl,tot}$  für den Verformungsbruch einer glatten CT- Probe (ohne Seitenkerben) in ihre einzelnen Komponenten zerlegen kann. Es sind dies die Energiebeträge, die für die Bildung des Flachbruchbereiches in Probenmitte ( $W_{pl,flat}$ ), für die Scherbruchflächen am Probenrand ( $W_{pl,slant}$ ), für die seitliche Probeneinschnürung ( $W_{pl,lat}$ ) und für die plastische Verformung der Probe bis zum Augenblick der Bruchinitiierung in Probenmitte ( $W_{pl,i}$ ) benötigt werden.

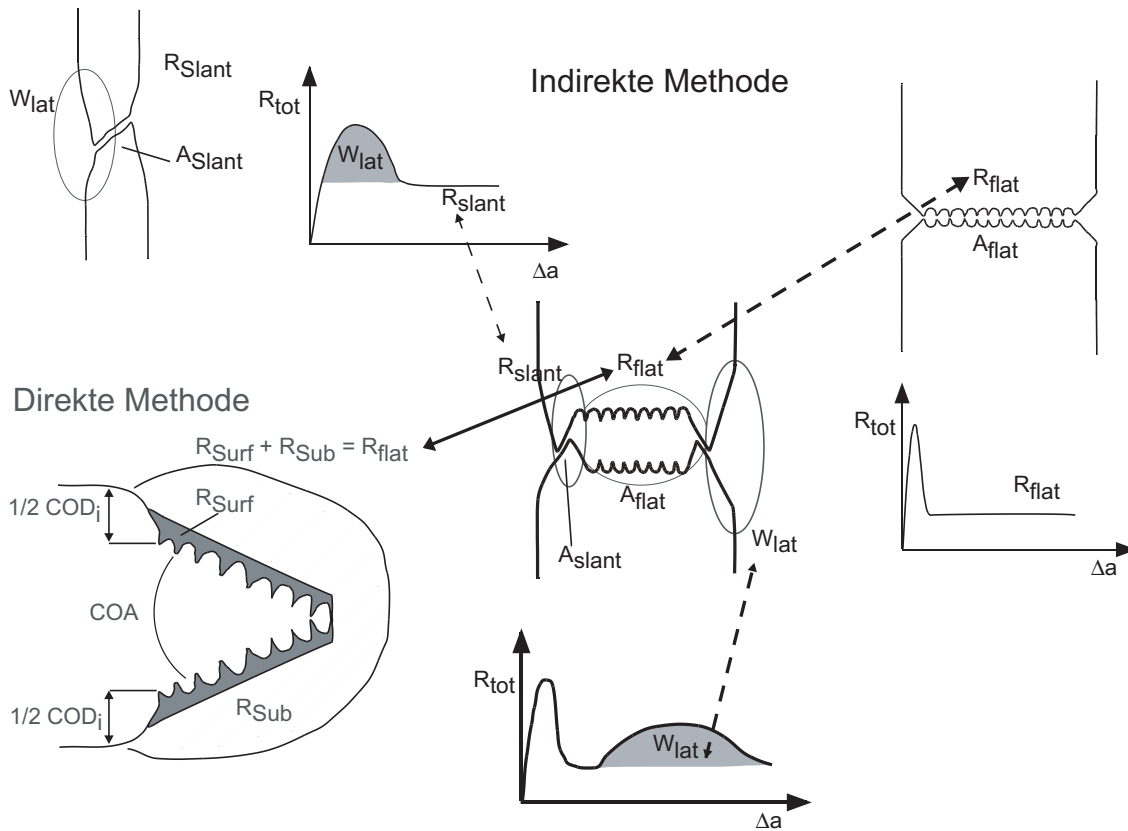
$$W_{pl,tot} = W_{pl,i} + W_{pl,flat} + W_{pl,slant} + W_{pl,lat} \quad (1)$$

Zwei verschiedene Ansätze wurden gewählt, um die einzelnen Energiebeträge zu bestimmen (siehe Abb. 1). Der erste Ansatz besteht aus einer genauen Analyse von Reißwiderstandskurven (Energy-dissipation-rate - Reißverlängerungskurven), die mit einer Einprobentechnik an glatten Proben mit verschiedenen Dicken und an Proben mit Seitenkerben bestimmt wurden. Diesen Ansatz nennen wir „indirect approach“. Der zweite Ansatz („direct approach“) ist die Bestimmung der Komponenten der plastischen Verformungsenergie aus der Gestalt der Bruchoberfläche. Dabei wird ein am Institut entwickeltes digitales Bildverarbeitungssystem zur automatischen Analyse von Stereobildpaaren verwendet. In den folgenden Abschnitten wird der „indirect approach“ näher beschrieben. Der „direct approach“ wird in dieser Arbeit nur kurz behandelt; hier sei auf Stampfl und Kolednik [4] verwiesen.

Die Aufteilung der Bruchenergie wird anhand eines martensitischhärtbaren Stahles V720 demonstriert. Die chemische Zusammensetzung ist in Tab. 1 aufgelistet. Der Stahl wurde geschmiedet, lö-

---

<sup>1</sup>Derzeitige Adresse: Rapid Prototyping Lab, Stanford University, Stanford CA 94305



**Abbildung 1:** Schematische Skizze der indirekten und der direkten Methode zur Bestimmung der Bruchenergien.

**Tabelle 1:** Chemische Zusammensetzung des martensitaushärtbaren Stahls V720

C	Si	Mn	Mo	Ni	Co	Ti	Al
0,003	0,10	0,10	5,3	18,5	9,0	0,6	0,1

sungsgeglüht (1h bei 820°C) und an Luft abgekühlt. Die mechanischen Eigenschaften sind: Streckgrenze  $\sigma_y = 750$  MPa, Zugfestigkeit  $\sigma_u = 1050$  MPa, Verfestigungsexponent  $n = 0,15$ , Elastizitätsmodul  $E = 193$  GPa.

### 3 Die genaue Analyse von Rißwiderstandskurven

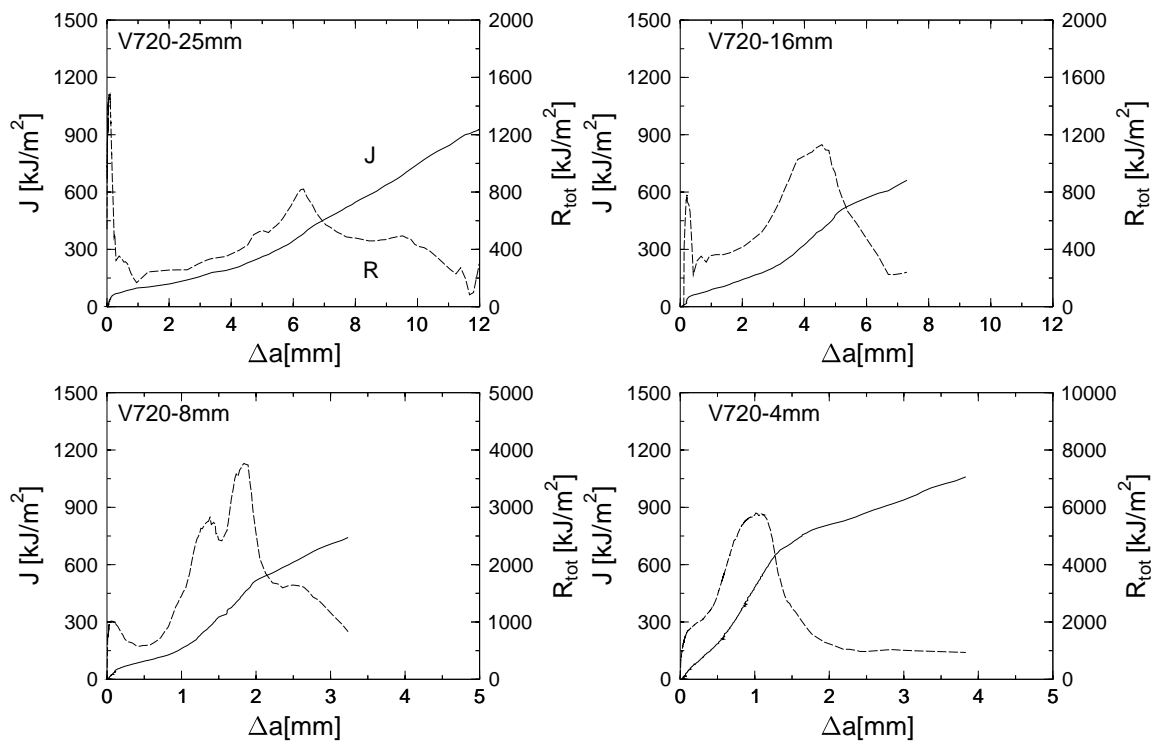
Mittels einer Einprobentechnik werden an Compact Tension (CT1) Proben Rißwiderstandskurven aufgenommen, wobei die Rißlänge mit der Gleichstrompotentialmethode gemessen wird [5]. Es werden sowohl das herkömmliche J-Integral  $J$ , bestimmt nach der Norm ESIS P2-92 [6], als auch der totale Rißwiderstand  $R_{tot}$  als Funktion der Rißverlängerung  $\Delta a$  aufgetragen. Turner und Kolodnik [7, 8, 9] definierten  $R_{tot}$  als das Maß an nicht-reversibler Verformungsenergie, die für die Erzeugung eines Inkrementes an neuer Bruchfläche benötigt wird.  $R_{tot}$  wird in der Literatur oft auch als „energy dissipation rate“ bezeichnet [1, 7], und wird nach der Formel

$$R_{tot} = \frac{1}{B} \frac{d(U - W_{el})}{d(\Delta a)} \quad (2)$$

ermittelt [1, 7].  $B$  ist die Probendicke und  $U$  die Arbeit der äußeren Kräfte (gemessen als Fläche unter der Last-Verschiebungskurve). Die reversible elastische Verformungsenergie  $W_{el}$  wird aus der aktuellen Compliance  $\Phi$  und der Last  $F$  bestimmt [4, 6]. Bei seitengekerbten Proben wird in Gl.2 die Nettodicke eingesetzt; die Compliance hingegen wird für eine effektive Probendicke  $B_{eff}$  berechnet. Formeln für  $B_{eff}$  und  $\Phi$  sind in [6] angegeben.

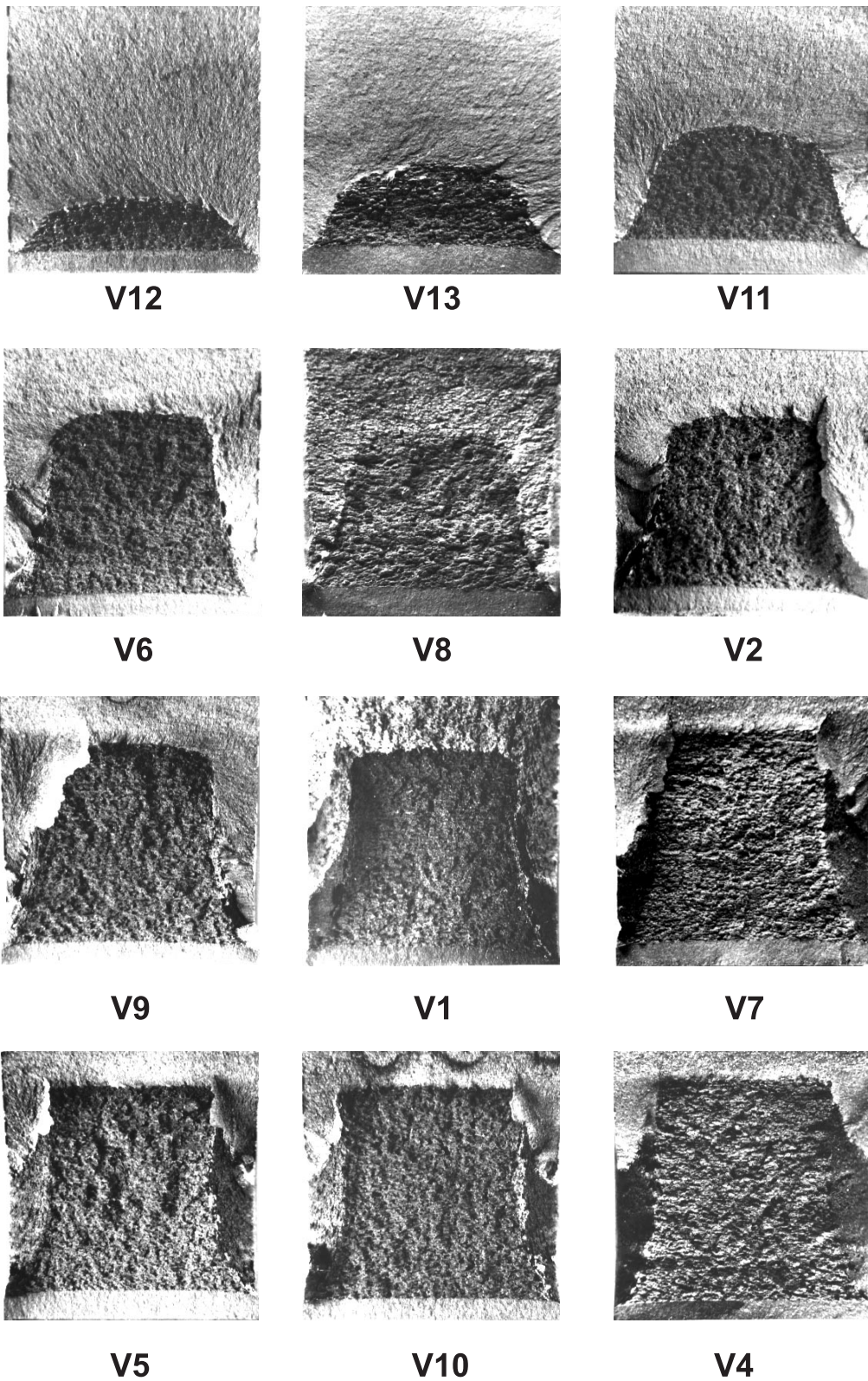
### 3.1 Ein Einprobenversuch für $B = 25$ mm

In Abb.2 sind alle Rißwiderstandskurven für Proben mit den Dicken  $B = 25, 16, 8$  und  $4$  mm gesammelt. Die Probenbreite war  $W = 50$  mm und die Anfangsrißlänge  $a_0 = 28$  mm. Zunächst besprechen wir die Kurven für  $B = 25$  mm. Die  $J - \Delta a$  Kurve zeigt einen Bruchinitiierungswert



**Abbildung 2:**  $J$ -Integral,  $J$  (durchgezogene Kurve), und Rißwachstumstähigkeit,  $R_{tot}$  (gestrichelte Kurve), in Abhängigkeit der Rißverlängerung,  $\Delta a$ , für nicht seitengekerbte Proben unterschiedlicher Dicke. Stahl V 720. Zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der Kurven.

von  $J_i = 65$  kJ/m<sup>2</sup>. Die  $R_{tot} - \Delta a$  Kurve hat bei Bruchinitiierung ein scharfes Maximum, verursacht durch die Rißabstumpfung („blunting“). (In Kolednik et al. [10] wurde gefunden, daß die Bruchinitiierung mit dem Wendepunkt der  $R_{tot} - \Delta a$  Kurve nach dem ersten Maximum korreliert.) Danach fällt die Kurve steil ab bis auf einen unteren Wert  $R_{tot} \approx 270$  kJ/m<sup>2</sup>.

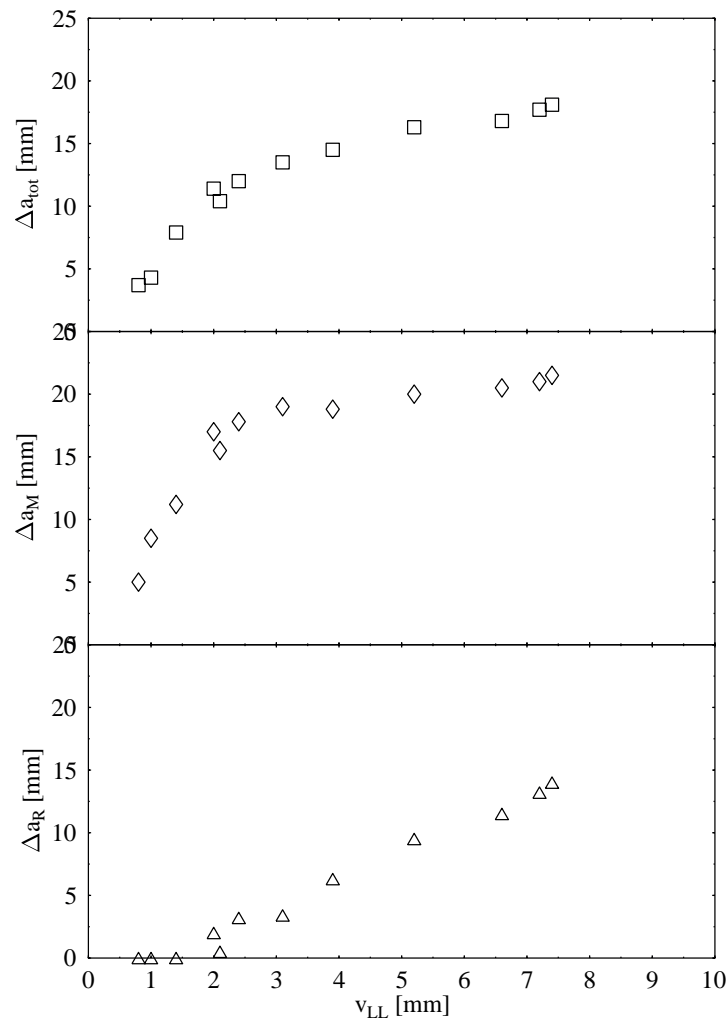


**Abbildung 3:** Angelassene Bruchoberflächen aus einem Mehrprobenversuch. Die Proben sind aus dem Stahl V720, die Probenbreite ist 25 mm

Zwischen  $\Delta a \approx 2,5$  und  $11$  mm ist ein sehr breites zweites Maximum erkennbar. Der Höchstwert  $R_{\text{tot}} \approx 4000$  kJ/m<sup>2</sup> liegt bei  $\Delta a \approx 6,2$  mm.

### 3.2 Ein Mehrprobenversuch für $B = 25$ mm

Um die Bedeutung dieses zweiten Peaks zu verstehen, wurde ein Mehrprobenversuch gemacht. Die Bruchoberflächen der 12 Proben sind in Abb.3 zu sehen. Die Rißverlängerung beträgt in Probenmitte schon  $15$  mm, bevor am Rand die Rißverlängerung beginnt. Abb.4 zeigt die mittlere Rißverlängerung  $\Delta a_{\text{tot}}$  (gemittelt über die gesamte Probenbreite), sowie die lokale Rißverlängerung in Probenmitte  $\Delta a_{\text{M}}$  und am Probenrand  $\Delta a_{\text{R}}$ , aufgetragen über der Lastlinienverschiebung  $v_{\text{LL}}$ . Bruchinitiation findet in Probenmitte bei  $v_{\text{LL}} \approx 0,5$  mm statt, am Probenrand bei  $v_{\text{LL}} \approx 2,0$  mm. Der



**Abbildung 4:** Rißverlängerung am Probenrand ( $\Delta a_{\text{R}}$ ), in Probenmitte ( $\Delta a_{\text{M}}$ ) und die gemittelte Rißverlängerung ( $\Delta a_{\text{tot}}$ ) der Proben aus Abb. 3 in Abhängigkeit von der Lastlinienverschiebung  $v_{\text{LL}}$ .

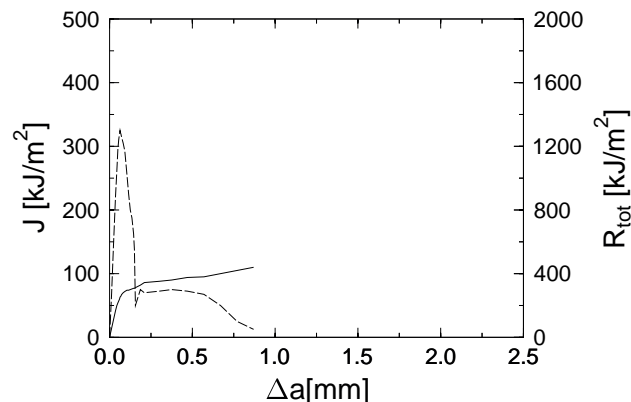
zugehörige Wert der mittleren Rißverlängerung ist  $\Delta a_{\text{W}} \approx 6,3$  mm; das ist dort, wo der zweite Peak der  $R_{\text{tot}} - \Delta a$  Kurve sein Maximum hat. Eine ähnliche Beobachtung wurde von Stampfl [11] auch

für einen anderen Werkstoff gemacht.

Es wurde auch die seitliche Einschnürung der Proben beobachtet. Der Maximalwert der Einschnürung ( $u_{z,max} = 0,32$  mm auf jeder Seite) wird erreicht, wenn die Rißverlängerung auch am Rand beginnt. Bei weiterer Rißverlängerung am Rand nimmt für einen Punkt vor der Rißspitze zwar die Einschnürung noch zu (bis der Riß diesen Punkt erreicht), aber der Absolutwert der Einschnürung ist umso kleiner, je weiter dieser Punkt von der ursprünglichen Rißfront entfernt ist. Die Ergebnisse des Mehrprobenversuchs legen die Vermutung nahe, daß das zweite Maximum der  $R_{tot} - \Delta a$  Kurve durch die Rißabstumpfung nahe dem Probenrand und durch die seitliche Probeneinschnürung verursacht wird.

### 3.3 Ein Einprobenversuch mit einer seitengekerbten Probe

Dieser Versuch wurde mit einer 20% seitengekerbten Probe gemacht, d.h. die Nettodicke ist  $B_n = 20$  mm. Die  $J - \Delta a$ -Kurve liefert mit  $J_i = 70$  kJ/m<sup>2</sup> einen ähnlichen Bruchinitiierungswert wie die Probe ohne Seitenkerben. Die  $R_{tot} - \Delta a$ -Kurve zeigt wieder das Maximum bei Bruchinitiierung (Abb. 5); danach folgt ein kurzer Plateaubereich mit  $R_{tot} \approx 280$  kJ/m<sup>2</sup>. Nach einer Rißverlängerung von  $\Delta a \approx 0,6$  mm wird das Rißwachstum instabil, deshalb dürfte die Kurve für größere  $\Delta a$  nicht signifikant sein. Wir nehmen deshalb  $R_{flat} \approx 280$  kJ/m<sup>2</sup> als den ungefähren Wert für den Rißwiderstand des Flachbruchbereichs in Probenmitte an. Ob dieser Wert auch für große Rißverlängerungen gilt, wissen wir eigentlich nicht. Es soll hier angemerkt werden, daß seitengekerbte Proben nicht notwendigerweise  $R_{flat}$ -Werte ergeben; sehr zähe Werkstoffe können sich trotz der Seitenkerben einschnüren.



**Abbildung 5:**  $J$ -Integral,  $J$  (durchgezogene Kurve), und Rißwachstumszähigkeit,  $R_{tot}$  (gestrichelte Kurve), in Abhängigkeit der Rißverlängerung,  $\Delta a$ , für eine seitengekerbte Probe aus dem Stahl V 720.

### 3.4 Einprobenversuche für unterschiedliche Probendicken

Nun besprechen wir die Versuche an den ungekerbten Proben mit den Probendicken  $B = 16, 8$  und  $4$  mm. Für alle Dicken wurden drei oder vier Proben unterschiedlich weit belastet, um den Verlauf der seitlichen Probeneinschnürung zu studieren. Die Rißverlängerung wurde durch Erzeugen einer Anlaßfarbe markiert. Die Bruchinitiierungswerte liegen bei  $J_i = (60 - 65)$  kJ/m<sup>2</sup>. Aus den  $R_{tot} - \Delta a$  Kurven erkennt man, daß mit abnehmender Probendicke das zweite Maximum immer

höher und zu kleineren  $\Delta a$ -Werten verschoben wird (siehe Abb. 2). Die Kurve für  $B = 4$  mm ist besonders interessant: Das erste und das zweite Maximum verschmelzen, und nach etwa  $\Delta a \approx 2,3$  mm bleibt die Kurve auf einem konstanten Niveau bei  $R_{\text{tot}} \approx 1000$  kJ/m<sup>2</sup>. Zu diesem Zeitpunkt ist auch die seitliche Probeneinschnürung beendet. Die Bruchfläche zeigt einen kurzen, spitz zulaufenden Flachbruchbereich; die zwei Scherlippen haben sich zu einer etwa 4° geneigten Scherbruchfläche vereinigt. Aus diesem Versuch schließen wir, daß der Reißwiderstand für die Erzeugung der Scherbruchfläche  $R_{\text{slant}} \approx 1000$  kJ/m<sup>2</sup> beträgt.

#### 4 Die Aufteilung der Bruchenergie

An den vier Proben, deren Reißwiderstandskurven in Abb. 2 abgebildet sind, soll die gesamte Bruchenergie in ihre Komponenten aufgeteilt werden. Dieser Aufteilung liegen folgende Hypothesen zugrunde: 1. Es existieren charakteristische Werte des Reißwiderstandes für die Erzeugung einer Flachbruch- und einer Scherbruchfläche,  $R_{\text{flat}}$  und  $R_{\text{slant}}$ . Diese Werte sind unabhängig von der Reißverlängerung und der Probendicke, solange tief gekerbte Biege- oder CT-Proben mit hohem Constraint betrachtet werden. 2. Das zweite Maximum der  $R_{\text{tot}} - \Delta a$  Kurve wird durch das Blunting am Probenrand und durch die seitliche Probeneinschnürung verursacht.

Von jeder Probe wurde die Bruchfläche im Rasterelektronenmikroskop fotografiert und die mittlere Reißverlängerung ( $\Delta a_{\text{tot}}$ ), sowie die Flachbruch- und Scherbruchflächenanteile,  $\Delta A_{\text{flat}}$  und  $\Delta A_{\text{slant}}$ , bestimmt. Die plastische Verformungsenergie, die zur Bildung der Bruchflächenanteile notwendig ist, wurde mit den Gleichungen

$$W_{\text{pl,flat}} = R_{\text{flat}} \Delta A_{\text{flat}} \quad (3)$$

$$W_{\text{pl,slant}} = R_{\text{slant}} \Delta A_{\text{slant}} \quad (4)$$

ermittelt. Um die plastische Verformungsarbeit zur seitlichen Probeneinschnürung und die Reißabstumpfung nahe dem Probenrand,  $W_{\text{pl,lat}}$ , abzuschätzen, wird die Fläche des zweiten Peaks der  $R_{\text{tot}} - \Delta a$  Kurve numerisch integriert und das Resultat mit der (Netto-) Probendicke  $B$  multipliziert. Die gesamte plastische Verformungsenergie,  $W_{\text{pl,tot}}$ , und die plastische Verformungsenergie bis zur Bruchinitiierung in Probenmitte,  $W_{\text{pl,i}}$ , werden aus der Fläche unter der Last-Verschiebungskurve ermittelt. In Tabelle 2 sind alle Daten gesammelt. Es ist bemerkenswert, daß für die drei dicksten Proben jeweils  $W_{\text{pl,lat}} \approx 30$  J. Anscheinend ist die plastische Verformungsarbeit zur seitlichen Probeneinschnürung und zur Reißabstumpfung am Probenrand konstant, solange die Probe so dick ist, daß die beiden seitlichen Scherlippenbereiche durch einen Flachbruchbereich getrennt sind. Bei einer dicken Probe wird  $W_{\text{pl,lat}}$  über einen größeren Bereich von  $\Delta a_{\text{tot}}$  verteilt; deshalb ist der zweite Peak der  $R_{\text{tot}} - \Delta a$  Kurve flacher, als bei einer dünnen Probe. Das Verhältnis  $W_{\text{pl,lat}}/W_{\text{pl,tot}}$  beträgt für die Probendicken  $B = 25, 16, 8$  und  $4$  mm 26, 43, 69 und 61%. (Es ist zu beachten, daß die mittlere Reißverlängerung bei den Proben unterschiedlich ist.) Der Prozentsatz der insgesamt am Probenrand dissipierten Energie ist mit  $(W_{\text{pl,lat}} + W_{\text{pl,slant}})/W_{\text{pl,tot}} \approx 58, 58, 87$  und  $79\%$  noch größer. Die Summe der abgeschätzten plastischen Verformungsenergien stimmt mit der gemessenen, insgesamt dissipierten Energie  $W_{\text{pl,tot}}$  recht gut überein. Das ist ein starkes Indiz, daß die dieser Aufteilung zugrunde liegenden Hypothesen richtig sein könnten. In [4] wird eine ähnliche Aufteilung für einen Duplexstahl präsentiert.

#### 5 Die Bestimmung von Komponenten der Bruchenergie aus der Form der Bruchoberfläche

**Tabelle 2:** Die Aufteilung der gesamten plastischen Verformungsenergie,  $W_{pl,tot}$ , in ihre Komponenten: Die plastische Energie für die Bruchinitiierung in Probenmitte,  $W_{pl,i}$ , zur Ausbildung der Bruchoberfläche im Flachbruchbereich,  $W_{pl,flat}$ , zur Bildung der Bruchoberfläche im Scherbruchbereich,  $W_{pl,slant}$ , und zur seitlichen Einschnürung der Probe,  $W_{pl,lat}$ . Die Summe der lokal gemessenen Energien,  $\sum W_{pl,est}$ , stimmt gut mit der global gemessenen Bruchenergie  $W_{pl,tot}$  überein.

Probe	$\Delta a_{tot}$ [mm]	$J_i$ [kJ/m <sup>2</sup> ]	$W_{pl,i}$ [J]	$W_{pl,flat}$ [J]	$W_{pl,slant}$ [J]	$W_{pl,lat}$ [J]	$\sum W_{pl,est}$ [J]	$W_{pl,tot}$ [J]
V720-25	11,5	65	6,0	69	40	33	148	125
V720-16	7,4	60	3,0	29	15	29	76	68
V720-8	3,3	65	1,3	5,4	7,4	29	46	42
V720-4	3,0	65	0,6	3,0	5,2	17	26	28
V720-25sg	0,6	70	1,8	3,4	0	0	5,2	4,6

Der Reißwiderstand für den Flachbruchbereich,  $R_{flat}$ , kann noch weiter aufgeteilt werden in einen Term zur Formung der Grübchenstruktur der Bruchoberfläche,  $R_{surf}$ , und einen Term für die Verformungsenergie unter der Bruchoberfläche,  $R_{sub}$ .  $R_{surf}$  ist verknüpft mit den Porenwachstumsvorgängen in der Prozeßzone,  $R_{sub}$  produziert den Reißöffnungswinkel  $COA_{flat}$ . Kolednik und Mitarbeiter [12, 13] haben ein digitales Bildverarbeitungssystem entwickelt, um auf stereophotogrammetrischem Wege automatisch dreidimensionale Modelle von Bruchoberflächen zu erhalten. Aus den korrespondierenden Höhenmodellen beider Bruchhälften läßt sich nach einem von Stüwe [14, 15] entwickelten Modell die spezifische Bruchflächenenergie  $R_{surf}$  berechnen. Das wird in [4] genau beschrieben. Hier soll nur das Resultat präsentiert werden: Sowohl bei glatten als auch bei seitengekertbten Proben beträgt die spezifische Bruchflächenenergie  $R_{surf} = (20 \pm 4) \text{ kJ/m}^2$ . Sie beträgt somit nur 7% von  $R_{flat}$ . Aus den korrespondierenden Höhenmodellen beider Bruchhälften kann man sowohl  $COA_{flat}$  messen und daraus  $R_{sub}$  abschätzen [4], als auch die kritische Reißöffnungsverschiebung bei Bruchinitiierung,  $COD_i$ , bestimmen und in  $J_i$ -Werte umrechnen [12].

## 6 Zusammenfassung

In dieser Arbeit ist es erstmals gelungen, die gesamte plastische Verformungsenergie für den Bruch von glatten CT-Proben aus einem martensitaushärtbaren Stahl in einzelne Komponenten aufzuteilen. Es wurden charakteristische Reißwiderstandsterme für die Flachbruch- und die Scherbruchflächen gefunden. Auch die spezifische Bruchflächenenergie für den Flachbruchbereich konnte ermittelt werden. Solange die Proben so dick sind, daß die beiden seitlichen Scherlippenbereiche durch einen Flachbruchbereich getrennt sind, ist die plastische Verformungsarbeit zur seitlichen Probeneinschnürung und zum Blunting am Probenrand konstant. Beachtet werden sollte, daß in dieser Arbeit nur Probendicke variiert wurde, nicht aber die Ligamentlänge oder die Probengröße.

## Literatur

- [1] C.E. Turner, in *Fracture Behavior and Design of Materials and Structures, Proc. ECF8* (edited by D. Firrao), Vol. II, pp. 933-949 and pp. 951-968. EMAS, UK, 1990.
- [2] B. Cotterell, J. K. Reddel *International Journal of Fracture* **13**, (1992) 267.
- [3] S. John, C. E. Turner, in *Defect Assessment in Components; Fundamentals and Applications, ESIS/EGF Pub. 9* (edited by J. G. Blauel and K.-H. Schwalbe). MEP, London, pp. 299-318, 1991.



- [4] J. Stampfl, O. Kolednik, The separation of the fracture energy in metallic materials, *International Journal of Fracture*, im Druck.
- [5] F. Riemelmoser, R. Pippan, H. Weinhandl, O. Kolednik, Influence of irregularities in the crack front on the crack extension measurement by means of the direct-current potential-drop method. *International Journal of Testing and Evaluation*, im Druck.
- [6] ESIS P2-92, European Structural Integrity Society, Delft, The Netherlands, 1992.
- [7] C. E. Turner, O. Kolednik, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, **17** (1994) 1089.
- [8] C. E. Turner, O. Kolednik, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* **17** (1994) 1109.
- [9] O. Kolednik, C. E. Turner, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* **17** (1994) 1129.
- [10] O. Kolednik, M. Albrecht, M. Berchthaler, H. Germ, R. Pippan, F. Riemelmoser, J. Stampfl, J. Wei, *Acta Materialia* **44** (1996) 3307.
- [11] J. Stampfl, PhD thesis, University of Mining and Metallurgy, Leoben, 1996.
- [12] J. Stampfl, S. Scherer, M. Gruber, O. Kolednik, *Applied Physics A* **63**, (1996) 341.
- [13] J. Stampfl J., S. Scherer, M. Berchthaler, M. Gruber and O.Kolednik, *International Journal of Fracture***78**, (1996) 35.
- [14] H. P. Stüwe, *Engineering Fracture Mechanics* **13**, (1990) 231.
- [15] H. P. Stüwe, in *Three-dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture* (edited by S. Nemat-Nasser). North-Holland, Amsterdam, pp.213-221, 1981.