

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Я. Б. ФРИДМАН и Т. К. ЗИЛОВА

**КОНЦЕНТРАЦИЯ ДЕФОРМАЦИЙ И НАПРЯЖЕНИЙ  
ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ**

(Представлено академиком П. А. Ребиндером 24 VI 1950)

Напряженное и деформированное состояние при упругой деформации надрезанных образцов детально изучено аналитическими методами. Однако в очень многих случаях (в частности для металлов) разрушение даже при наличии острых надрезов происходит не непосредственно после упругой, но после пластической деформации. Эта деформация имеет местный (резко локализованный) характер и часто не выявляется

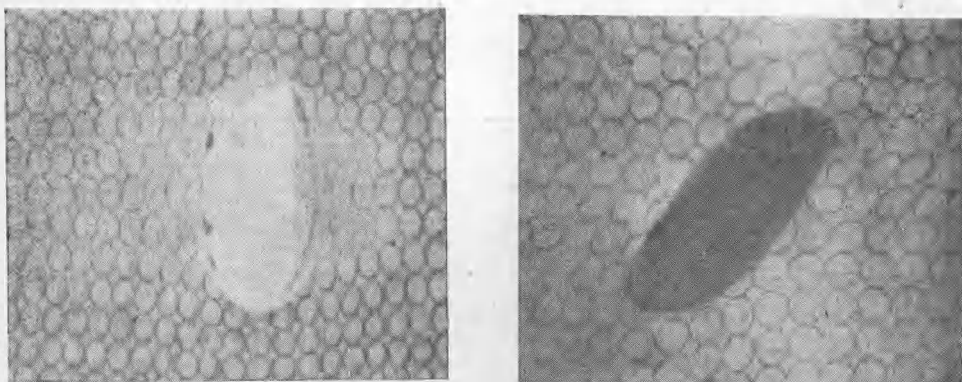


Рис. 1. Образцы с накатанными сетками на поверхности, после значительной пластической деформации. База сетки 1,0 мм. *а* — медный плоский образец с центральным отверстием (растяжение). *б* — цилиндрический образец из сплава Д1Т с поперечным отверстием (кручение)

при макроскопическом рассмотрении излома. Таким образом наличие надрезов может приводить к макроскопически хрупкому, но микроскопически вязкому разрушению. Поэтому целесообразно различать три основных вида хрупкости материалов (при данной скорости и температуре деформации):

1. Хрупкость абсолютная, т. е. отсутствие как общих, так и местных пластических деформаций при любых способах нагружения (даже при вдавливании). Такая хрупкость должна была бы наблюдаться у материалов, имеющих предел текучести (касательный) больший или равный сопротивлению срезу. У металлов, повидимому, этот вид хрупкости отсутствует так же, как и у многих неметаллов. Например, даже у алмаза при 20° удалось измерить микротвердость при вдавливании (<sup>1</sup>), т. е. даже алмаз не абсолютно хрупок. Возможно, что к абсолютно хрупким материалам близки некоторые силикаты. Однако до сих пор не доказано существование абсолютно хрупких материалов.

2. Хрупкость (отсутствие пластичности или малая пластичность) при разрушении путем отрыва при наличии достаточных по величине растягивающих напряжений или упругих удлинений для малопластичного разрушения. Сюда относятся многие случаи хладноломкости, например наблюдаемые у  $\alpha$ -железа и его сплавов при понижении температуры и достаточно жестких способах нагружения.

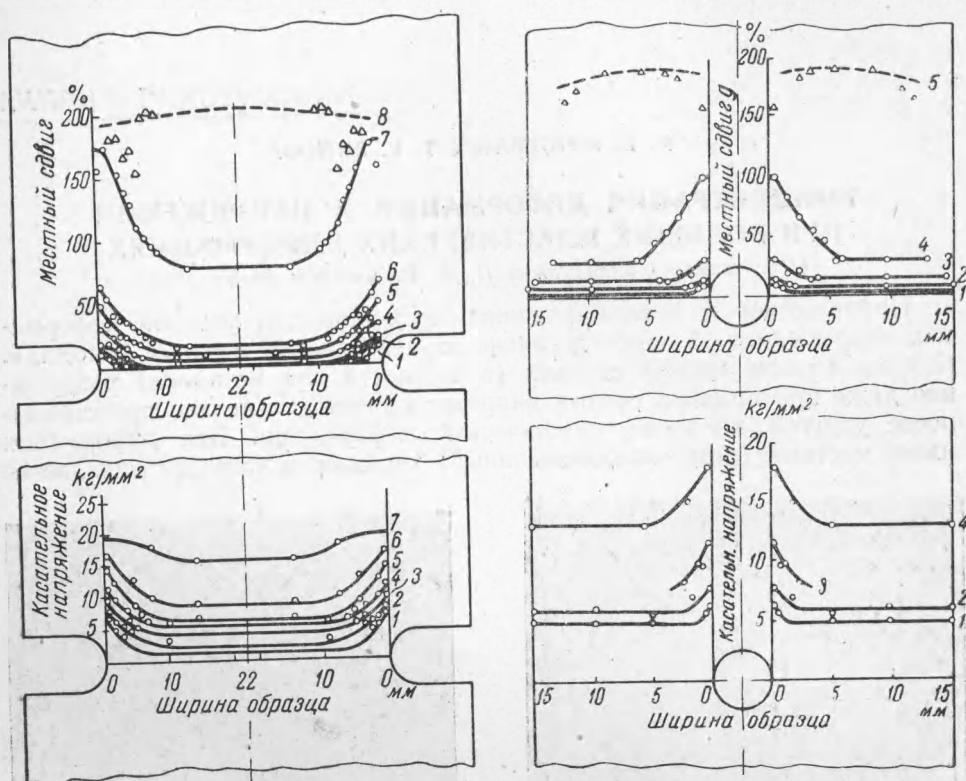


Рис. 2. Распределение местных сдвигов и касательных напряжений по ширине медного плоского образца в различных стадиях пластического растяжения.

*a* — образец с боковыми выточками

№ эпюры		1	2	3	4	5	6	7	8
Среднее напряжение кг/мм <sup>2</sup>	напряжение	8,5	11,4	14,2	17,0	19,8	21,3	22,2 видимая трещина	19,0 разрушение
	деформации	13,0	10,0	3,1	2,8	3,1	2,5	1,7	—
Коэффициент концентрации	напряжения	2,85	2,7	1,8	1,8	1,7	1,4	1,2	—

*b* — образец с центральным отверстием

№ эпюры		1	2	3	4	5
Среднее напряжение кг/мм <sup>2</sup>	напряжение	8,5	13,3	16,2	20,0	19,4
	деформации	1,53	1,65	1,76	2,34	—
Коэффициент концентрации	напряжения	1,26	1,28	1,30	1,38	—

3. Хрупкость тела при наличии микроскопической (местной) пластичности отдельных зон. Этот вид хрупкости необязательно связан с изменением характера излома (от среза к отрыву) и может наблюдаться и у вязких металлов при условии достаточной неравномерности деформации от наличия внешних или внутренних надрезов. Сюда же, вероятно, следует отнести и усталостный излом.

Рядом работ как аналитических, так и экспериментальных (2-5) было показано, что концентрация напряжений не снимается и при переходе к упруго-пластическим деформациям. Используя метод накатанных сеток (6), можно измерить местные пластические деформации на поверхности тела пока только на базе от нескольких миллиметров до 0,16 мм. Наименьшая деформация, улавливаемая этим методом, увеличивается с увеличением базы сетки: и для базы в  $0,4 \div 0,5$  мм методом сетки надежно улавливаются деформации от 10% и выше (менее точно от 5%). Конечно, погрешность метода быстро падает с ростом величины местной деформации.

Методом накатанных сеток была изучена концентрация деформаций в плоских и цилиндрических образцах (из различных пластичных металлов), для которых была известна концентрация напряжений в упругой области.

Образцы с нанесенными на их поверхности накатанными сетками (рис. 1) подвергались нагружению последовательно возрастающей ступенями нагрузки вплоть до полного разрушения. После каждого нагружения образцы вынимались из машины и производилось изучение сетки под микроскопом с увеличением в 27 раз.

По искажению сетки вычислялись местные деформации (истинные удлинения и сдвиги на базе сетки) по ранее описанной методике (6, 7). Коэффициент концентрации деформации подсчитывался как отношение максимального сдвига к среднему сдвигу. Затем, исходя из экспериментальной кривой деформации при кручении  $t_{\max} = f(g_{\max})$  для образцов из меди и дуралюминия, определялись касательные напряжения. Эпюры сдвигов и напряжений представлены на рис. 2 и 3, из которых видно, что даже у весьма пластичных металлов типа меди, даже при больших пластических деформациях, вплоть до появления видимых трещин (т. е. до начала разрушения), сохраняется концентрация напряжений и, в особенности, деформаций.

Как видно из рис. 2а (кривая 8) и рис. 2б (кривая 5) неравномерность деформаций в надрезанном сечении (вдоль излома) выравнивается только после окончательного разрушения. Это еще раз указывает на необходимость четкого разделения начальной стадии разрушения (образец с видимой трещиной) от полного разделения образца на части (см. (8)).

Таким образом применять коэффициенты концентрации, полученные при малых упруго-пластических деформациях к процессу начала разрушения или, тем более, после окончательного разрушения пластичных материалов не всегда возможно.

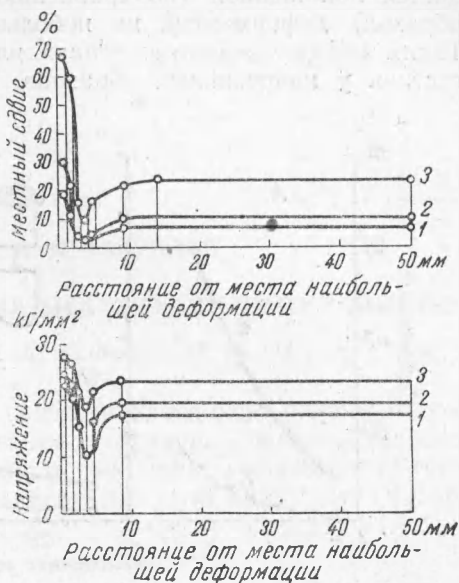


Рис. 3. Распределение местных сдвигов и напряжений по длине цилиндрического образца с поперечным отверстием, на разных стадиях пластического кручения (сплав Д1Т)

№ эпюры	1	2	3
Крутящий момент кг/м	153	171	199 (разрушение)
Коэффициент концентрации на кромке отверстия	деформации	2,93	3,09
	напряжения	1,28	1,25
			1,18

Из рис. 3 видно, что повышенная местная деформация вблизи концентратора (которым в данном случае является отверстие) сопровождается пониженной (по сравнению с деформацией в гладкой части образца) деформацией на небольшом расстоянии от концентратора. Таким образом «разгруженная» или менее деформированная зона, известная у надрезанных образцов в упругой области, сохраняется и

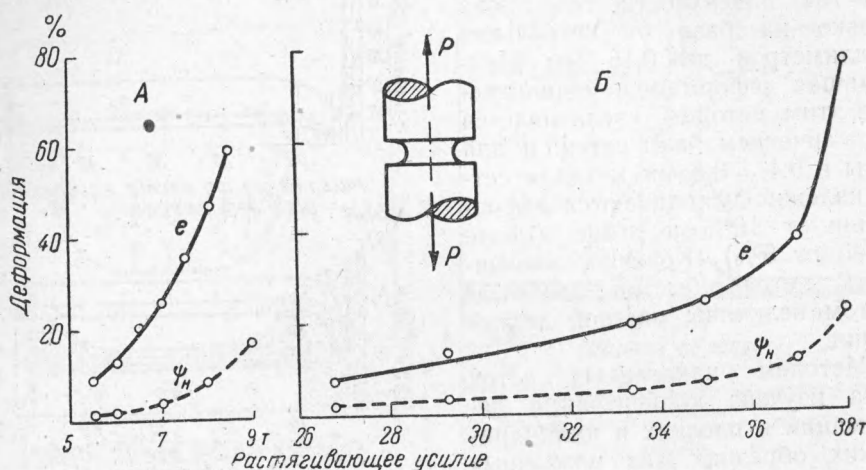


Рис. 4. Сопоставление величины местной и средней пластичности при растяжении цилиндрического образца с круговой выточкой. А — алюминий, Б — сталь 40ХНМА (отожненное состояние),  $e$  — местное удлинение по дну выточки на базе 0,5 мм,  $\psi_n$  — сужение поперечного сечения в надрезе

после перехода к большим пластическим деформациям. Отсюда следует, что применение разгружающих выточек в некоторых случаях может оказаться полезным не только для хрупких, но и для пластичных материалов.

Сопоставление характеристик местной (измеренной на базе 0,5 мм) и средней (сужение поперечного сечения) пластичности при растяжении цилиндрического образца с глубокой круговой выточкой ( $d_{\text{нетто}} = 24$  мм; глубина надреза 6 мм; радиус надреза 2 мм) показало, что величина сужения в надрезе остается на всех стадиях пластического растяжения значительно ниже, чем величина местного удлинения (подсчитанного на базе сетки 0,5 мм) (см. рис. 4). Это показывает, что сужение в надрезе является сильно осредненной характеристикой и поэтому распространенный способ оценки пластичности надрезанного образца по сужению поперечного сечения дает заниженное представление о величине местной пластической деформации в надрезе.

Дальнейшее экспериментальное изучение концентрации пластических деформаций должно не только дать ответ на ряд практических вопросов, но и путем изучения основных закономерностей подготовить данные для построения теории больших (конечных) пластических деформаций.

Поступило  
2 VI 1950

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> М. М. Хрущев и Е. С. Беркович, Завод. лабор., 2 (1950).
- <sup>2</sup> Г. В. Ужик, Изв. АН СССР, ОТН, 10 (1948).
- <sup>3</sup> Л. А. Галин, Прикл. мат. и мех., 10, 3 (1946).
- <sup>4</sup> А. И. Коданев, Тр: ВВИА им. Жуковского, вып. 316, 1949.
- <sup>5</sup> П. О. Пашков, Пластичность и разрушение металлов, Л., 1950.
- <sup>6</sup> Т. К. Зилова и Я. Б. Фридман, ЖТФ, 19, в. 3 (1949).
- <sup>7</sup> Я. Б. Фридман и Т. К. Зилова, Завод. лабор., 1 (1950).
- <sup>8</sup> Я. Б. Фридман и Т. К. Зилова, ДАН, 73, № 4 (1950).