

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

С. З. БОКШТЕЙН

**ЗАКОНОМЕРНОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ ОТРЫВУ
ПРИ ОТПУСКЕ СТАЛИ**

(Представлено академиком Н. Т. Гудцовым 3 VI 1949)

1. Постановка вопроса

В настоящее время экспериментально установлена различная закономерность изменения сопротивления стали срезу и сопротивления отрыву в зависимости от некоторых факторов (¹⁻⁴).

В ранее опубликованных работах (^{3,4}) (совместно с С. Т. Кишкиным) было показано, что: а) увеличение концентрации углерода в закаленной или отпущенной при 200° стали приводит к резкому понижению сопротивления отрыву; сопротивление срезу при увеличении содержания углерода в стали возрастает; б) отпуск закаленной стали сопровождается увеличением сопротивления отрыву и понижением сопротивления срезу, что связывалось с распадом мартенсита и выделением углерода из решетки железа.

Следует отметить, что характер изменения сопротивления отрыву устанавливался экспериментально при отпуске до 400—500°. Опытные данные не были получены для стали, отпущенной при более высоких температурах, вследствие наступления при испытании пластической деформации и получения вместо хрупкого разрушения вязкого. В связи с изложенным было предпринято настоящее исследование, имеющее целью определить сопротивление отрыву среднеуглеродистой стали во всем температурном интервале отпуска.

2. Методика и материал испытания

Распространенным методом получения разрушения от нормальных напряжений является испытание на растяжение стального образца при низких температурах. Однако испытания при температуре жидкого азота среднеуглеродистой стали, подвергнутой высокому отпуску, не позволили все же получить хрупкого разрушения. Для получения необходимых результатов нами была подобрана сталь, отличающаяся определенным сочетанием механических свойств. Свойства высокоотпущенной стали определяются строением и свойствами фаз: феррит — карбид и, следовательно, зависят, в частности, от свойств феррита. Присутствие в α -растворе кремния резко повышает сопротивление пластической деформации и понижает пластичность феррита. Увеличение содержания кремния приводит к уменьшению величины предельной деформации и при 4% разрушение из вязкого переходит в хрупкое (рис. 1).

В соответствии с изложенным, объектом исследования была выбрана сталь следующего состава: 0,46% С, 0,36% Мп и 2,71% Si. Испытанию

на растяжение при температуре жидкого азота (-196°) подвергались цилиндрические образцы $d = 4$ мм и $l = 28$ мм с плавным переходом от цилиндрической части к головке*.

Испытуемые образцы подвергались закалке с 980° в масле и последующему отпуску при различных температурах ($\tau = 1$ час). Образ-

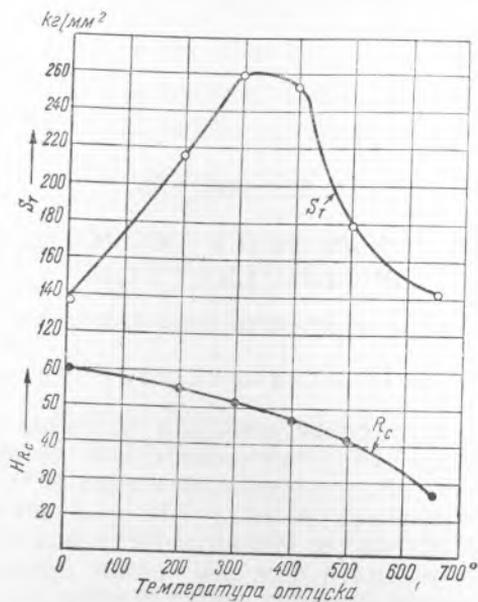


Рис. 1. Диаграмма истинных напряжений для железа с переменным содержанием кремния. Влияние Si на упрочнение феррита при деформации растяжением (закалка 930° , отпуск 650°)

цы при низких температурах разрушались практически без пластической деформации.

3. Результаты испытаний

Полученные результаты приведены в табл. 1 и графически изображены на рис. 2 (экспериментальные точки представляют собой средние значения 5 измерений).

Из рассмотрения приведенных данных следует, что с повышением температуры отпуска сопротивление отрыву вначале возрастает, достигает при $300-400^\circ$ максимального значения и падает с дальнейшим отпуском. Отметим, что длительный отпуск при 650° (25 час.) приводит по сравнению с нормальным отпуском (1 час) к получению значительно более низкого сопротивления отрыву (101,8 и 143,5 кг/мм², соответственно).

4. Обсуждение результатов

Опытные данные свидетельствуют о сложном характере изменения прочности стали на отрыв в процессе отпуска. Ранее автором была установлена для стали аналогичного состава (0,41% C, 2,75% Si) следующая зависимость содержания углерода в α -растворе от температуры отпуска: $200^\circ-0,35\%$ C; $300^\circ-0,31\%$ C; $400^\circ-0,26\%$ C; $500^\circ-0,03\%$ C.

* Механические испытания проводились по методике, рекомендованной Я. Потакон и В. Сачковым (?).

Сопоставление данных по изменению состава мартенсита и прочности стали приводит к следующим выводам: 1) повышение прочности стали на первой стадии отпуска (до 400°) связано с распадом мартенсита и уменьшением концентрации углерода в нем; 2) понижение прочности стали на второй стадии отпуска (свыше 400°) связано со структурными изменениями, протекающими в стали после распада мартенсита.

Структурные изменения при высоком отпуске заключаются в изменении состояния феррита и карбидной фазы. Рентгенографическими исследованиями⁽⁵⁾ установлено, что кристаллы железа, образующиеся в результате распада мартенсита, вследствие происходящих при этом объемных изменений сильно искажены. В процессе отпуска искажения кристалликов феррита постепенно уменьшаются. Мало вероятно, однако, что понижение сопротивления отрыву при отпуске выше 400° объясняется уменьшением величины искажений кристаллов феррита. Как показывают далее отдельные наблюдения при помощи оптического и электронного микроскопов, изменение состояния кристаллов феррита при отпуске заключается в росте отдельных пластин феррита и принятии ими при высоком отпуске (650°) равновесной формы. Соответствующие опыты показывают также, что сопротивление отрыву железа в сильной степени зависит от размеров зерна феррита и тем меньше, чем больше этот размер^(6,7). Следовательно, одной из причин уменьшения сопротивления стали отрыву при высоком отпуске может быть увеличение при этом размеров ферритного зерна.

Изменение состояния карбидной фазы при отпуске выше 400° в случае нелегированной стали (или кремнистой) заключается в протекании процесса коагуляции — росте карбидных частиц и принятии зернистой формы. Наблюдения показывают, что отпуск стали приводит к сильному изменению размеров частиц карбидной фазы: от 10^{-6} — 10^{-5} мм (300—400°)^(8,9) до 10^{-4} — 10^{-3} мм (650°) и к изменению формы частиц от вероятно пластинчатой до примерно шарообразной, а также к изменению характера распределения частиц. Следовательно, коагуляция карбидов может также являться причиной наблюдаемого уменьшения сопротивления отрыву при отпуске выше 400°. Следует учесть, что размеры карбидных частиц значительно меньше, чем размеры кристаллов феррита, и что первые располагаются внутри и по границам зерен феррита. Можно отметить, что тенденция к понижению сопротивления отрыву наблюдается в области температур, когда распад кремнистого мартенсита не заканчивается (300—400°), что может быть связано с коагуляцией карбидных частиц, протекающей при 400° уже с заметной скоростью, или с неоднородным строением частично расплавленного мартенсита и, следовательно, неравномерным распределением напряжений⁽¹⁰⁾.

Ранее отмечалось, что длительный отпуск при 650° приводит к понижению сопротивления отрыву. При помощи карбидного анализа, а также рентгенографически нами было установлено, что отпуск в

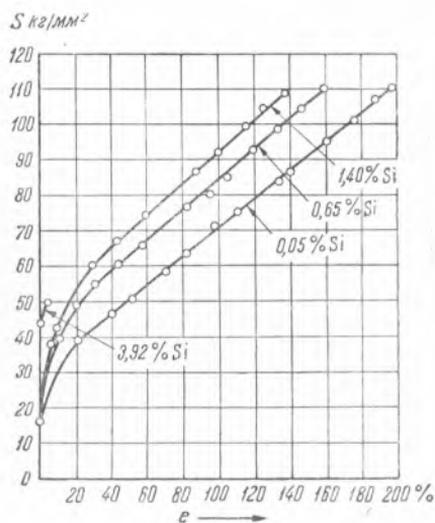


Рис. 2. Влияние температуры отпуска на сопротивление отрыву закаленной стали (0,46% C, 2,71% Si)

Таблица I

Влияние отпуска на сопротивление отрыву закаленной стали (0,46% С, 2,71% Si)

Термическая обработка	Сопротивление отрыву S_T в кг/мм ²	Твердость R_c	Термическая обработка	Сопротивление отрыву S_T в кг/мм ²	Твердость R_c
Закалка 980°, без отпуска	153,6	59	Закалка 980°, отпуск 400°	255,0	47
	142,0			260,0	
	115,6			246,1	
	129,0			256,5	
Закалка 980°, отпуск 200°	189,5	55	Закалка 980°, отпуск 500°	249,4	41,5
	230,0			181,5	
	236,1			178,5	
	210,6			179,3	
	213,8			178,3	
Закалка 980°, отпуск 300°	259,0	51	Закалка 980°, отпуск 650°	140,0	28
	260,0			151,2	
	259,9			139,5	
	260,2		141,8		
	260,0		Закалка 980°, отпуск 650° (25 час.)	106,9	
				100,0	
				101,0	
				99,5	

течение 25 час. при 650° стали состава, аналогичного исследуемой (0,41% С, 2,75% Si), приводит к графитизации. Очевидно, распад частиц карбидной фазы и образование графита являются основной причиной уменьшения прочности высокоотпущенной кремнистой стали, подвергнутой длительному отпуску.

Поступило
14 V 1949

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Л. Певзнер, Зав. лабор., № 6 (1946). ² С. Ратнер, там же, № 2 (1946).
³ С. Кишкин и С. Бокштейн, ДАН, 58, № 5 (1947). ⁴ С. Бокштейн и С. Кишкин, ДАН, 58, № 4 (1947). ⁵ Э. Каминский, Г. Курдюмов и Д. Лейвикова, ЖТФ, 11, в. 12 (1941). ⁶ Е. Шеванди, ЖТФ, 16, в. 1 (1946).
⁷ Я. Потак и В. Сачков, ЖТФ, 19, в. 3 (1949). ⁸ Г. Курдюмов, Сб. научн. докл. ВНИТО мет., 1940. ⁹ Г. Косолапов, Тр. ВИАМ, 1, 139 (1944—1945).
¹⁰ Н. Гудцов, Учение о прочности и пластической деформации, 1948.