

поведение льда под действием нагрузки, позволяет применить метод, предложенный в [2], для построения модели многокомпонентной среды и получения системы уравнений, описывающих процесс распространения волн в этой среде.

В заключение отметим, что основным эффектом, к которому приводит вырождение коэффициента вязкости на фронте волны, является мгновенное размывание ударной волны в среде (превращение ее в непрерывную волну сжатия).

ЛИТЕРАТУРА

1. Ляхов Г. М. Ударные волны в многокомпонентных средах // Изв. АН СССР. Механика и машиностроение. — 1959. — № 1.
2. Ляхов Г. М. Волны в грунтах и пористых многокомпонентных средах. — М.: Наука, 1982.
3. Ляхов Г. М., Фраш Г. Б. Взрывные волны в мерзлых грунтах // ПМТФ. — 1983. — № 6.
4. Фомин В. А. Исследование разрушения льда при высоких скоростях деформаций // Аэрофизика и геокосмические исследования. — М.: МФТИ, 1984.
5. Фомин В. А., Родионов В. Н. О диссипации механической энергии во льду // ДАН СССР. — 1985. — Т. 285, № 6.
6. Голд Л., Синха Н. Реологическое поведение льда при малых деформациях // Физика и механика льда. — М.: Мир, 1983.
7. Sinha N. K. Rheology of columnar-grained ice // *Experim. Mech.* — 1978. — V. 18, N 12.
8. Хоскин Н. Э. Метод характеристик для решения уравнений одномерного неустойчившегося течения // Вычислительные методы в гидродинамике. — М.: Мир, 1971.

Поступила 1/IX 1986 г.

УДК 539.375.5

УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

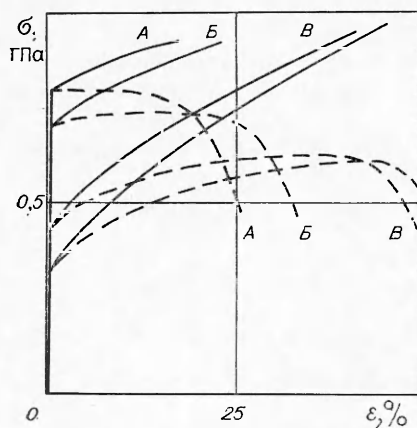
*А. Г. Иванов, А. И. Коршунов, А. М. Подурец,
В. А. Рыжанский, Н. А. Юкина*

(Москва)

Как известно, многие конструкционные материалы в той или иной степени чувствительны к предыстории нагружения. Одним из проявлений подобной чувствительности является упрочнение стали в результате пластической деформации — так называемый наклеп. В [1] показано, что с повышением скорости деформации наклеп стали усиливается. В [2] установлено, что при одноосном растяжении стали аустенитного класса 12X18H10T в различных скоростных режимах на ее механические свойства существенно влияют факторы, связанные с предысторией нагружения (в частности, релаксационные процессы и динамический наклеп).

Данная работа (продолжение [2]) посвящена изучению изменений физико-механических свойств стали 12X18H10T в результате ее динамического растяжения.

Материал для исследования взят из цилиндрической оболочки (наружный радиус R_0 , толщина $0,0246R_0$, длина $4R_0$), сваренной из стальных листов, закаленных с охлаждением на воздухе. Оболочка была заполнена водой и дважды нагружена взрывом сферического заряда бризантного взрывчатого вещества (ВВ), инициированного в центре. Оба раза заряд ВВ помещался в геометрическом центре оболочки. Опыты проводились на открытом воздухе при температуре оболочки с водой $(293 \pm 5)K$. В результате нагружений оболочка приняла бочкообразную форму. Измерения показали, что деформация оболочки близка к одноосной: при радиальном расширении ее значительное окружное растяжение (максимум $\sim 40\%$ в центральном поперечном сечении) сопровождалось утонением и незначительным (максимум $\sim 3\%$ в том же сечении) укорочением вдоль образующей. Результаты скоростной фоторегистрации в опытах теневым методом [3] показали, что оболочка, расширяясь, слабо пульсировала (вследствие воздействия волн давления, циркулировавших в воде, что

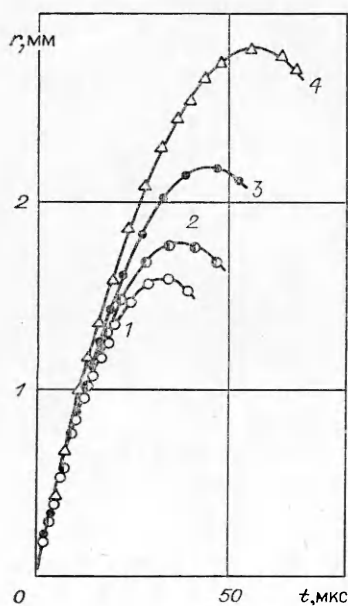


Р и с. 1

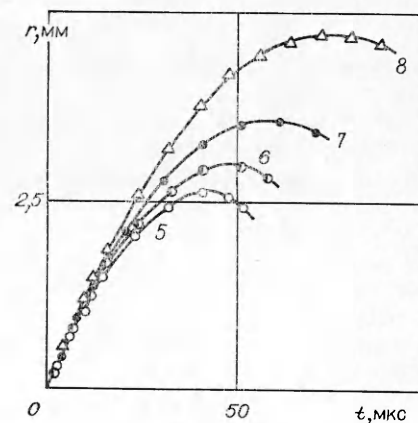
ния *A*, ближайшей к центру взрыва (поэтому здесь скорость деформации наибольшая), остаточная окружная относительная деформация ϵ_0 составила $\sim 37\%$; в зоне *B*, расположенной между зоной *A* и краем оболочки, $\epsilon_0 \approx 17\%$; в зоне *B* на краю оболочки, где скорость деформации наименьшая, $\epsilon_0 \approx 2\%$. Механическая обработка при вырезании заготовок и изготовлении образцов проводилась в режимах, исключавших ее возможное влияние на свойства материала.

Образцы испытывали при температуре $(288 \pm 5)K$. Определялись механические свойства стали как в указанных зонах оболочки, так и в исходном (недеформированном) состоянии, а также изучалась ее микроструктура.

Статические испытания проводились на цилиндрических образцах, изготовленных по ГОСТ 1497—73 (тип IV, № 6) так, чтобы оси образцов были ориентированы вдоль окружности оболочки. Скорость пластической деформации составляла $\sim 10^{-3} c^{-1}$. После математической обработки по методике [5] машинных диаграмм растяжения образцов получены для каждой из зон оболочки условные статические диаграммы растяжения, показанные штриховыми линиями на рис. 1, где они обозначены индексами зон, а без индекса дана диаграмма для материала в исходном состоянии; сплошными линиями приведены зависимости $\sigma(\epsilon)$, обозначенные аналогично (σ — истинное напряжение, ϵ — истинная деформация). Они найдены путем пересчета условных диаграмм растяжения в предположении постоянства деформируемого объема



Р и с. 2



Р и с. 3

Т а б л и ц а 1

Зона	$\epsilon_0, \%$	$\sigma_{0,2},$ ГПа	$\sigma_B,$ ГПа	$\delta, \%$
A	37	0,797	0,808	24
B	17	0,701	0,749	32
B	2	0,424	0,632	51
Исходное состояние	0	0,341	0,582	52

характерно для нагружения подводными взрывами [4]).

Образцы для испытаний вырезаны в трех зонах оболочки, расположенных в разных местах и, следовательно, отличавшихся предысторией нагружения: в зоне центрального поперечного сечения

Т а б л и ц а 2

Серия опытов	Зона	Номер опыта	v_0 , м/с	$\dot{\epsilon}_0$, с ⁻¹	ϵ_1 , %	t_1 , мкс	σ , ГПа
I	A	1	98,1	1962	3,2	33,0	1,184
	B	2	98,0	1960	3,5	37,0	1,057
	B	3	98,2	1964	4,3	45,2	0,872
	Исходное состояние	4	97,4	1948	5,5	59,0	0,668
II	A	5	128,8	2576	5,4	43,4	1,199
	B	6	128,4	2568	6,0	48,4	1,077
	B	7	129,6	2592	7,2	58,5	0,907
	Исходное состояние	8	130,0	2600	9,0	74,0	0,728

[6] и с учетом поправки, рекомендованной в [7] для участка диаграммы после образования шейки на образце. Стандартные механические характеристики стали даны в табл. 1. Относительные погрешности определения напряжений и деформаций не превышали 1,5 и 3%.

Динамические испытания проводились в режиме переменной (спадающей от максимума до нуля) скорости деформации * методом импульсного расширения образцов-колец ($R_0 = 50$ мм, толщина 1 мм, высота 3 мм), как и в [2]. С помощью взрывного устройства [8] коротким (за 0,2 мкс) ударом изнутри кольца сообщалась начальная скорость v_0 , а в дальнейшем кольцо симметрично расширялось по инерции, тормозясь под действием окружного напряжения

$$(1) \quad \sigma = -\rho R dv/dt.$$

Здесь ρ — плотность материала; R и $v = dR/dt$ — текущие значения наружного радиуса и радиальной скорости расширяющегося кольца; t — время расширения. В опытах регистрировались зависимости $r(t) = R(t) - R_0$, приведенные точками на рис. 2, 3; номера кривых отвечают номерам опытов в табл. 2, где $\dot{\epsilon}_0 = v_0/R_0$ — начальная скорость окружной деформации кольца, ϵ_1 , t_1 — максимальная окружная деформация и время ее достижения. Относительные погрешности значений v_0 , ϵ_1 и t_1 не превышают соответственно 7, 5 и 2%.

Анализ напряженного состояния колец проводился по методике [2], согласно которой при $0 \leq t \leq t_1^{**}$ интегралы уравнения (1) в предположении

$$(2) \quad \sigma(\epsilon) = \sigma = \text{const}$$

запишем как

$$(3) \quad \dot{\epsilon}(\epsilon) = \dot{\epsilon}_0 \sqrt{1 - \epsilon/\epsilon_1} \exp(-\epsilon);$$

$$(4) \quad E(\epsilon) = CT(t);$$

$$(5) \quad \epsilon = \ln(1 + r/R_0), \quad \epsilon_1 = \rho v_0^2/2\sigma;$$

$$(6) \quad E(\epsilon) = \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^{n-1} a_n (1 - \epsilon/\epsilon_1)^{(2n-1)/2};$$

$$(7) \quad T(t) = 1 - t/t_1;$$

$$(8) \quad C = \dot{\epsilon}_0 t_1 / 2\epsilon_1.$$

Зависимость (4) найдена в результате замены экспоненты в (3) рядом Тейлора. При $n = 4$ (относительная погрешность менее 0,01%)

* Данный режим близок к режиму деформирования оболочки при ее внутреннем взрывном нагружении.

** Интервал $0 \leq t \leq t_1$ представляет наибольший интерес, так как в нем реализуется максимальный перепад скоростей деформации.

коэффициенты в (6) имеют вид

$$(9) \quad a_1 = 1 + \varepsilon_1 + \varepsilon_1^2/2 + \varepsilon_1^3/6, \quad a_2 = (1 + \varepsilon_1 + \varepsilon_1^2/2) \varepsilon_1, \\ a_3 = (1 + \varepsilon_1) \varepsilon_1^2/2, \quad a_4 = \varepsilon_1^3/6.$$

Таким образом, линейная связь функционалов (6) и (7) есть критерий справедливости предположения (2), что в рамках известной модели жестковязкопластического тела

$$(10) \quad \sigma = \sigma_0 + k\varepsilon + \eta \dot{\varepsilon}$$

(σ_0 — статический предел текучести, k — коэффициент упрочнения, η — динамическая вязкость) физически означает происходящую в разлетающемся по инерции кольце взаимную компенсацию упрочнения с ростом ε и разупрочнения из-за спада $\dot{\varepsilon}$ при торможении разлета кольца.

Зависимости (4), полученные по экспериментальным точкам $r(t)$, весьма близки к линейным, и это позволило заключить, что в опытах при $0 \leq t \leq t_1$ (в пределах погрешности эксперимента) в кольцах реализовалось напряженное состояние вида (2) и, согласно (5),

$$(11) \quad \sigma = \rho v_0^2/2\varepsilon_1.$$

Расчетные зависимости $r(t)$, найденные по формулам, вытекающим из (4)—(9), приведены на рис. 2, 3 линиями и вполне удовлетворительно согласуются с экспериментальными. Зависимости $\dot{\varepsilon}(\varepsilon)$ и $\sigma(\varepsilon)$, определенные по формулам (3) и (11), показаны на рис. 4 с номерами, отвечающими номерам опытов в табл. 2, где даны также значения σ (погрешность не более 10%).

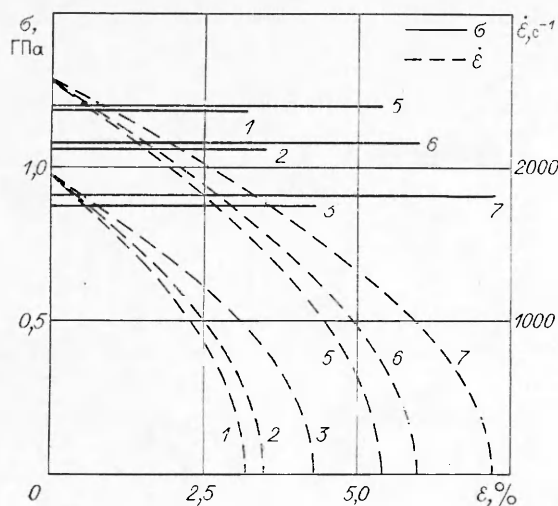
Пользуясь рис. 4 как номограммой, можно от $\sigma(\varepsilon)$ при переменных $\dot{\varepsilon}$ перейти к $\sigma(\varepsilon)$ при $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ *. Как и в [2], их графики — прямые с угловыми коэффициентами k , величины которых, оцененные для ряда значений $\dot{\varepsilon}$, приведены в табл. 3. Там же для сравнения даны k , оцененные по статическим зависимостям $\sigma(\varepsilon)$ на рис. 1.

Из полученных результатов следует, что по сравнению со сталью в исходном состоянии при прочих равных условиях у образцов из динамически деформированной стали наблюдаются явные изменения механических свойств. Так, при ее статическом растяжении имеют место повышение прочности $\sigma_{0,2}$, σ_B и снижение пластичности δ (см. табл. 1 и рис. 1), а при динамическом — снижение податливости, проявляющееся в уменьшении амплитуды деформации колец ε_1 и увеличении динамических напряжений (см. табл. 2, рис. 2—4). Это свидетельствует о наклепе стали в оболочке.

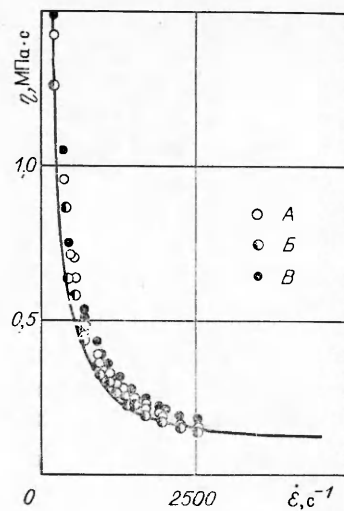
Т а б л и ц а 3

Зона	k , ГПа			
	Статика	Динамика		
		$\dot{\varepsilon}$		
$\dot{\varepsilon} \approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$	$2 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$	10^3 с^{-1}	0	
А	0,70	0,73	0,64	0,69
Б	0,87	0,86	0,83	0,82
В	1,16	1,25	1,21	1,20
Исходное состояние	1,38	1,40	1,40	1,40

* Необходимо на рис. 4 провести горизонтальную линию по заданному значению $\dot{\varepsilon} = \text{const}$, а точки ее пересечения с кривыми $\dot{\varepsilon}(\varepsilon)$ для каждого опыта спроектировать на соответствующие зависимости $\sigma(\varepsilon)$ и ось ε . Эти проекции суть координаты (σ , ε) точек искомой зависимости.



Р и с. 4



Р и с. 5

В [2] показано, что степень упрочнения стали зависит не только от уровня динамической деформации, но и от скоростного режима деформирования. Результаты данного исследования не противоречат этому выводу. Действительно, сильнейший наклеп наблюдается в ближайшей к центру взрыва зоне *A*, где деформирование происходило при наибольшем перепаде скоростей. Поэтому предел текучести стали здесь возрос в $\sim 2,3$ раза по сравнению с исходным состоянием. Пульсирующий характер расширения оболочки, по-видимому, способствовал ее упрочнению. По мере удаления от зоны *A* к краю оболочки уровни скоростей деформаций снижались — соответственно ослабевал и наклеп. Так, в зоне *B* предел текучести увеличился в ~ 2 раза, т. е. меньше, чем в зоне *A*, а в зоне *B* предел текучести возрос всего на 30%. Вышеупомянутое снижение δ по мере увеличения остаточной деформации оболочки — естественное уменьшение ресурсов пластичности стали в результате ее растяжения и, так же как силовые факторы, характеризует степень наклепа.

Отметим, что (см. табл. 3) коэффициент k упрочнения стали практически нечувствителен к скорости деформации (в исследованном диапазоне ее изменения), но зависит от наклепа: с уменьшением ϵ_0 , т. е. по мере ослабления наклепа, k существенно повышается, приближаясь к его значениям у стали в исходном состоянии. Чтобы оценить возможный характер зависимости $k(\epsilon_0)$, рассмотрим более общее, чем (10), реологическое уравнение состояния, полученное в [9] на основе дислокационной модели пластического течения:

$$(12) \quad \sigma = \sigma_0 + \int_{(\epsilon)} [M(\epsilon, \dot{\epsilon}) - N(\epsilon, \dot{\epsilon})/\dot{\epsilon}] d\epsilon + \int_{(\dot{\epsilon})} \mu(\epsilon, \dot{\epsilon}) d\dot{\epsilon},$$

где M и N — модули упрочнения и разупрочнения; μ — вязкость материала. Очевидно, второй член в (12) является аналогом второго члена в (10). По определению, $k = \partial\sigma/\partial\epsilon$, поэтому

$$(13) \quad k = M(\epsilon, \dot{\epsilon}) - N(\epsilon, \dot{\epsilon})/\dot{\epsilon}.$$

Сопоставив в (13) размерности M и N , в первом приближении примем $N \sim \dot{\epsilon}$. Учитывая близость скоростных режимов расширения кольца и оболочки, несмотря на пульсации последней, предположим, что и для нее зависимость $\dot{\epsilon}(\epsilon)$ имеет в среднем экспоненциальный характер типа (3). Следовательно, $N \sim \exp(-\epsilon)$ и зависимость $k(\epsilon_0)$ тоже может быть

Таблица 4

Зона	α-фаза, %				
	Внутренняя поверхность	Внутренний слой	Средний слой	Наружный слой	Наружная поверхность
А	55	25	15	15	40
Б	40	20	20	10	30
В	40	20	20	10	25

Таблица 5

Зона	HV _{0,05} , ГПа			В, Тл
	min	max	среднее	
А	2,92	4,20	3,45	76
Б	2,76	3,87	3,29	51
В	2,10	2,96	2,43	44
Исходное состояние	1,83	2,04	1,92	25

экспоненциальной. Обработав в соответствии с этим данные табл. 3 методом наименьших квадратов, получаем $k(\epsilon_0) = 1,4 \exp(-1,2\sqrt{\epsilon_0})$, ГПа.

Используя усредненные в зонах значения k из табл. 3, а также зависимости $\sigma(\epsilon)$ и $\dot{\epsilon}(\epsilon)$ на рис. 4, можно оценить динамическую вязкость стали в каждой из зон по формуле, вытекающей из (10): $\eta(\epsilon) = (\sigma - \sigma_0 - k\epsilon)/\dot{\epsilon}$. Полученные таким образом значения $\eta(\epsilon)$ при $\sigma_0 = \sigma_{0,2}$, $\dot{\epsilon} \leq 2600 \text{ с}^{-1}$ и $\epsilon = 1-9\%$ представлены точками на рис. 5 и, очевидно, близки к зависимости $\eta(\epsilon)$, найденной в [2] для этой стали в исходном состоянии (линия). Значит, динамическая вязкость данной стали практически не зависит от степени наклепа.

Изучение микроструктуры стали осуществлялось методами рентгеноструктурного анализа и металлографического исследования с контролем магнитных свойств.

Рентгеновский анализ проводился на установке УРС-50ИМ при излучении молибденового анода рентгеновской трубки, работавшей в режиме $U = 30 \text{ кВ}$, $I = 7 \text{ мА}$. Съемка дифрактограмм осуществлялась на внутренней и наружной сторонах оболочки и по ее толщине, условно разделенной на три равных слоя. Результаты обработки дифрактограмм приведены в табл. 4 в виде оценок относительного объемного содержания α-фазы системы Fe — Ni в исходной γ-фазе в образцах из разных зон оболочки. Оценки делались по соотношениям интегральных интенсивностей дифракционных пиков (110)α- и (111)γ-фаз на дифрактограммах (относительная погрешность не более 10%).

Металлографическое исследование проводилось на шлифах поперечных сечений оболочки, рельеф структуры которых выявлялся электролитическим способом в концентрированной азотной кислоте. На этих же шлифах измерялась твердость стали HV_{0,05} с помощью микротвердомера ПМТ-3 по ГОСТ 9450—76 при нагрузке на индентор, равной 50 г. Замеры делались по толщине оболочки на различном расстоянии от ее внутренней поверхности. Поскольку α-фаза придает хромоникелевой стали ферромагнитные свойства (в отличие от немагнитной γ-фазы), на установке БУ-3 индукционно-импульсным методом при напряженности магнитного поля $\sim 1990 \text{ А/м}$ была измерена магнитная индукция B в специально изготовленных кольцевых образцах ($R_0 = 14 \text{ мм}$, толщина 3 мм, высота 5 мм), служивших сердечниками тороидальных катушек. Результаты измерений приведены в табл. 5 и свидетельствуют о заметном увеличении твердости и магнитной проницаемости стали от зоны В к зоне А, т. е. по мере усиления наклепа.

Анализируя результаты исследования микроструктуры стали, следует отметить (см. табл. 4, 5), что произошло частичное α-фазовое превращение исходной γ-фазы системы Fe — Ni. При этом содержание α-фазы коррелирует со степенью наклепа, так как заметна тенденция к снижению концентрации α-фазы по мере смещения от центральной зоны оболочки к краю. Аналогичная тенденция прослеживается и при смещении по сечению оболочки изнутри наружу (исключая наружную поверхность, где по неизвестной причине несколько повышена концентрация α-фазы). Ре-

зультаты металлографии также свидетельствуют о γ - α -фазовом переходе: структура стали в исходном состоянии — типичный аустенит с характерным для него гладким зерном светлого цвета и редкими следами пластической деформации (по-видимому, после прокатки листа), а в оболочке металл сильно текстурирован, зерна неравномерные, испещренные четкими следами пластической деформации в виде резких полос скольжения, причем рельеф внутризеренной структуры характерен для мартенсита, о наличии которого можно также судить по повышению твердости и магнитной проницаемости стали.

Как известно, наиболее полно мартенситные превращения происходят при низких температурах, приводя к существенному повышению прочности и твердости и снижению пластичности сталей [10]. Но для того чтобы фазовый переход мог произойти при нормальных и повышенных температурах, необходим избыток подводимой извне энергии деформации, требуемый для преодоления потенциальных барьеров при превращении [11]. Такое условие выполняется либо при ударно-волновых нагружениях [12, 13], либо при комплексном воздействии ударного нагружения объекта и его высокоскоростного растяжения [14], что и имело место в данной работе.

Подводя итоги, можно констатировать: 1) в результате динамического одноосного растяжения в пульсирующем скоростном режиме сталь 12X18H10T претерпела упрочнение — наклеп, являющийся деформационным и фазовым, степень наклепа — в прямой зависимости от интенсивности ударно-волнового нагружения, динамичности и величины пластической деформации; 2) по сравнению со сталью в исходном состоянии при прочих равных условиях после наклепа существенно повысились прочностные и снизились пластические свойства стали; 3) коэффициент деформационного упрочнения практически нечувствителен к изменению скорости деформации, как и в [2], но существенно уменьшается по мере усиления наклепа (эта зависимость близка к экспоненте); 4) динамическая вязкость стали практически не зависит от степени наклепа, и ее зависимость от скорости деформации близка к аналогичной зависимости для стали в исходном состоянии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Папков Н. О. О методике эксперимента при обработке металлов ударными волнами // *Высокоскоростная деформация*. — М.: Наука, 1971.
2. Иванов А. Г., Кашаев Ю. Г. и др. Влияние предыстории нагружения на механические свойства стали при одноосном растяжении // *ПМТФ*. — 1982. — № 6.
3. Дубовик А. С. Фотографическая регистрация быстропротекающих процессов. — М.: Наука, 1975.
4. Физика взрыва. — 2-е изд./Под ред. К. П. Станюковича. — М.: Наука, 1975.
5. Коршунов А. И., Кравченко Т. Н., Савельева О. М. К вопросу о построении диаграммы напряжений путем пересчета машинной диаграммы // *Пробл. прочности*. — 1982. — № 9.
6. Малинин Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. — М.: Машиностроение, 1975.
7. Давиденков Н. Н., Спиридонова Н. И. Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца // *Завод. лаб.* — 1945. — Т. 11, № 6.
8. А. с. 855430 СССР. Устройство для исследования динамических прочностных свойств материалов/А. Г. Иванов, В. И. Цыпкин // *Открытия. Изобретения*. — 1981. — № 21.
9. Стенанов Г. В. Упругопластическое деформирование материалов под действием импульсных нагрузок. — Киев: Наук. думка, 1979.
10. Шлякваренко Т. И., Хорошайлов В. Г., Димчук И. С. Зависимость механических свойств аустенитных сталей 1X18H10T и 4X12H8Г8МФБ от низкотемпературной пластической деформации // *Пробл. прочности*. — 1975. — № 7.
11. Воробьев В. Г. Термическая обработка стали при температурах ниже нуля. — М.: Оборонгиз, 1954.
12. Киселев А. Н. К магнитным измерениям в ударных волнах // *ФГВ*. — 1975. — № 6.
13. Голубев В. К., Новиков С. А. и др. О механизмах откольного разрушения сталей ст. 3 и 12X18H10T в температурном диапазоне 196...800°C // *Пробл. прочности*. — 1981. — № 5.

О ВЛИЯНИИ НАГРЕВА НА ОТКОЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

В. К. Голубев, С. А. Новиков, Ю. С. Соболев,
А. А. Хохлов, Н. А. Юкина

(Москва)

Удачное сочетание высоких удельных механических свойств с высокими теплофизическими и диэлектрическими характеристиками — причина широкого использования полимерных композитов в конструкциях современной техники. Однако данных по прочности и разрушению этих материалов в условиях динамических ударно-волновых нагрузок явно недостаточно для оптимального проектирования соответствующих конструкций. Можно отметить лишь работы [1—5], где приводятся отдельные данные по определению условий откольного разрушения некоторых из них. Что же касается влияния на откольное разрушение повышенной температуры, которая является одним из основных факторов воздействия в условиях технической эксплуатации, то здесь информация для полимерных композитов фактически полностью отсутствует. Из подобных близких работ укажем только [6], где изучалось влияние температуры на откольное разрушение ряда полимерных материалов. В данной работе поставлена задача определения условий и характера откольного разрушения четырех типичных полимерных композитов: текстолита, асботекстолита, стеклотекстолита и стеклопластика АГ-4.

Постановка опытов аналогична [6]. Образцы исследуемых материалов, представляющие собой диски диаметром 40 и толщиной 4 мм, крепились к алюминиевому экрану толщиной 8 мм. Ударно-волновое нагружение образцов осуществлялось ударом по экрану алюминиевой пластины толщиной 4 мм, разгоняемой до необходимой скорости скользящей детонацией тонкого слоя ВВ. Нагрев до температуры 130° С, контролируемой хромель-копелевой термпарой, производился через экран посредством электронагревателя. После ударно-волновых испытаний визуально осматривались образцы и изготовлялись шлифы их продольных осевых сечений. Наблюдение и фотографирование шлифов проводилось оптической аппаратурой, используемой для металлографических исследований.

Методы получения, условия применения и физико-механические свойства рассматриваемых материалов приведены в [7]. Данные по плотности образцов, полученные методом гидростатического взвешивания, указаны в табл. 1.

Результаты опытов представлены на рис. 1 (*a* — текстолит, *b* — стеклопластик, *в* — асботекстолит, *г* — стеклотекстолит). Скорости ударника w и температуре T здесь ставится в соответствие состояние образца после испытания, условно подразделяемое на 3 градации: 1 — отсутствие откольного разрушения, соответствие наблюдаемой структуры образца структуре образца-свидетеля; 2 — частичное откольное разрушение — наличие на шлифе наблюдаемых визуально либо при небольшом увеличении откольных повреждений; 3 — полное откольное разрушение — наличие магистральной откольной трещины либо непосредственное отслаивание

Т а б л и ц а 1

Материал	ρ , г/см ³	p , ГПа ($T=0\dots 20^\circ\text{C}$)	p , ГПа ($T=130^\circ\text{C}$)
Текстолит	1,37	0,20—0,24	0,26—0,30
Асботекстолит	1,53	—0,24	—0,33
Стеклотекстолит	1,63	—0,25	—0,29
Стеклопластик	1,90	0,27—0,30	0,39—0,45