

УДК 539.3

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО МАРТЕНСИТНО-АУСТЕНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

А. С. Савиных^{1,2}, Г. В. Гаркушин^{1,2}, С. В. Разоренов^{1,2}, С. Вольф³,
Л. Крюгер³

¹Институт проблем химической физики РАН, 142432 Черноголовка, savas@icp.ac.ru

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050 Томск

³Технический университет «Фрайбергская горная академия», 09599 Фрайбург, Германия

Проведены измерения динамического предела упругости и откольной прочности высоколегированной хромомарганцевоникелевой стали в области температурного мартенситно-аустенитного перехода $-120 \div 200$ °С путем регистрации полных волновых профилей с помощью лазерного интерферометра VISAR и их последующего анализа. Найдено, что откольная прочность исследуемой стали в мартенситной фазе на $25 \div 30$ % выше прочности стали в аустенитной фазе. Причем прочность уменьшается ступенчатым образом в узком температурном диапазоне, примерно $-50 \div 20$ °С, где, по-видимому, и происходит основное изменение внутренней структуры стали вследствие мартенситно-аустенитного перехода. Измеренные значения динамического предела упругости высоколегированной стали имеют достаточно большой разброс и слабо уменьшаются с ростом температуры без каких-либо особенностей, связанных с мартенситно-аустенитным превращением структуры.

Ключевые слова: высоколегированная сталь, мартенситно-аустенитный переход, ударно-волновое нагружение, откольная прочность, профиль скорости свободной поверхности.

ВВЕДЕНИЕ

Высоколегированные стали хорошо известны своими особыми прочностными свойствами, хорошей пластичностью и коррозионной стойкостью, что обуславливает их очень широкое применение во многих областях промышленности. В ряде случаев химический состав (комбинация легирующих элементов) и условия эксплуатации (температура или деформационные условия) могут приводить к мартенситным фазовым превращениям из метастабильной аустенитной фазы в α' -мартенсит [1]. Такие переходы, сопровождающиеся улучшением прочностных и пла-

стических свойств стали, называются TRIP (transformation induced plasticity) эффектом [2]. Температурный эффект состоит в следующем. Ниже некой температуры T_s при охлаждении спонтанно формируется α' -мартенситная структура. Выше этой температуры и ниже некой температуры T_d α' -мартенсит может формироваться под действием приложенных напряжений или при деформировании образца. Эта температура является максимальной, когда существует возможность мартенситного превращения для легированного сплава данного химического состава вследствие механических воздействий [3, 4]. Формирование α' -мартенсита естественным образом приводит к упрочнению металла и увеличению характеристик его деформационных кривых [5, 6]. Кроме химического состава, другим главным фактором реализации мартенситного превращения является удельная энергия дефекта упаковки, определяющая основной деформационный механизм [7–9]. Оба этих фактора сильно зависят от состава легирующих элементов и температуры [6, 8, 10]. Прочностные свойства подобных сталей изучались в основном при скоростях деформирования до 10^3 с⁻¹, данные об их

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 2 «Вещество при высоких плотностях энергии», подпрограмма «Теплофизические, кинетические и структурные аспекты высокоскоростного деформирования и разрушения твердых тел». Авторы выражают благодарность немецкому Фонду исследований за поддержку в рамках программы Исследовательского центра TRIP-композитов (проект SFB 799).

© Савиных А. С., Гаркушин Г. В., Разоренов С. В., Wolf S. *, Krüger L. *, 2015.

*Technical University Bergakademie Freiberg, Institute for Materials Engineering, 09599 Freiberg.

прочностных характеристиках при динамических (ударно-волновых) воздействиях практически отсутствуют.

В настоящей работе проведены измерения динамической прочности аустенитной высоколегированной хромомарганцевоникелевой стали в условиях откольного разрушения при скоростях деформирования до 10^5 с^{-1} в диапазоне температуры $-120 \div 200 \text{ }^\circ\text{C}$, что соответствует температурам мартенситно-аустенитных превращений для данной стали.

ИССЛЕДУЕМЫЕ ОБРАЗЦЫ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ

Химический состав исследуемой стали (% (масс.), не более): С — 0.03, Cr — 15.5, Mn — 6.1, Ni — 6.1, Si — 0.9, Al — 0.14, N — 0.03, Fe — остальное. Образцы для ударно-волновых испытаний представляли собой шлифованные плоскопараллельные пластины размером $45 \times 45 \text{ мм}$, толщиной 5 мм. Предварительно образцы подвергали термической обработке для удаления следов мартенсита, появляющегося в их структуре при механической обработке путем нагрева до температуры $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 30 мин.

Микроструктура образцов после термообработки (рис. 1) представляла собой дендритную структуру с довольно грубыми зёрнами размером $100 \div 1000 \text{ мкм}$.

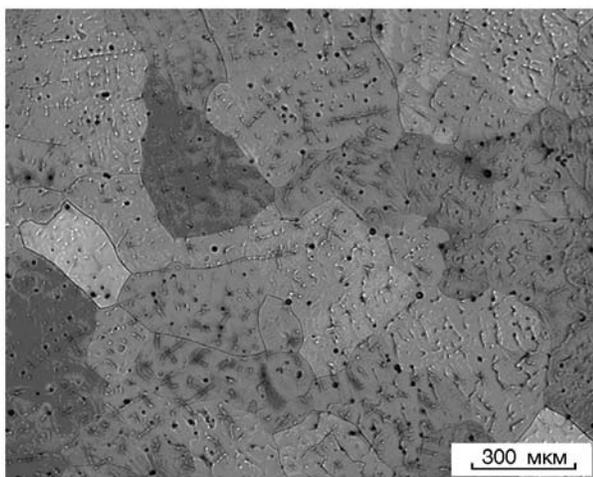


Рис. 1. Микрофотография внутренней структуры образцов:

крупные аустенитные зёрна и δ -ферриты (черные точки) в термически обработанной структуре легированной хромомарганцевоникелевой стали

В ударно-волновых экспериментах стальные образцы нагружались ударом алюминиевой пластины толщиной 2 мм, разогнанной до скорости $620 \pm 30 \text{ м/с}$ с помощью взрывных устройств [11]. Схематически взрывные метательные устройства, используемые для нагружения образцов при различных температурах, показаны на рис. 2. Перед соударением стальные образцы охлаждали до криогенной температуры с помощью жидкого азота, заливаемого в специальную термоизолированную вставку, в которой был установлен образец

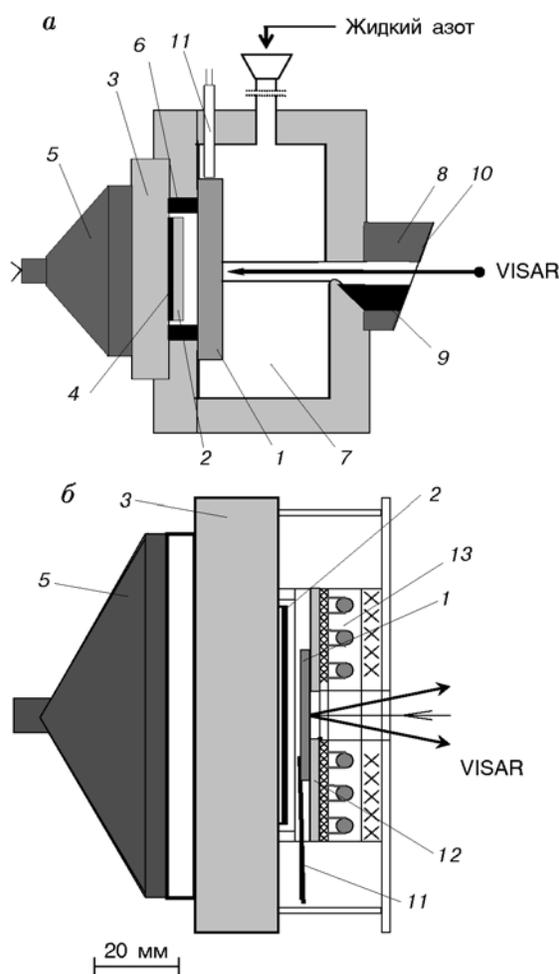


Рис. 2. Схемы экспериментов по регистрации профилей скорости свободной поверхности образцов высоколегированной стали при повышенной (а) и криогенной (б) температурах:

1 — образец, 2 — ударник, 3 — стальной экран, 4 — мягкая прокладка, 5 — взрывная линза, 6 — база полета ударника, 7 — жидкий азот, 8 — термоизолятор, 9 — силикагель, 10 — VISAR, 11 — термопара, 12 — экран, 13 — нагреватель

(рис. 2,а). Часть образцов перед соударением нагревали резистивным нихромовым нагревателем (рис. 2,б) мощностью ≈ 1 кВт. Температура поверхности образцов контролировалась на расстоянии $7 \div 8$ мм от оси образца с помощью хромель-алюмелевой термопары толщиной 40 мкм, изолированной от образца слюдой толщиной 10 мкм непосредственно перед экспериментом. Начальная температура образцов варьировалась в диапазоне $-120 \div 200$ °С, который полностью перекрывал температурный диапазон мартенситных переходов для этой стали. При данных условиях нагружения максимальное давление ударного сжатия образцов составляло $7 \div 8$ ГПа, а скорость деформирования в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением изменялась в пределах $(5 \div 6) \cdot 10^4$ с⁻¹. Во всех экспериментах регистрировались профили скорости свободной поверхности на оси образца с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [12], имеющего временное разрешение ≈ 1 нс и пространственное разрешение ≈ 0.1 мм².

РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

На рис. 3 представлены профили скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ стальных образцов, различающихся начальной температурой, полученные в ударно-волновых экспериментах с помощью лазерного интерферометра.

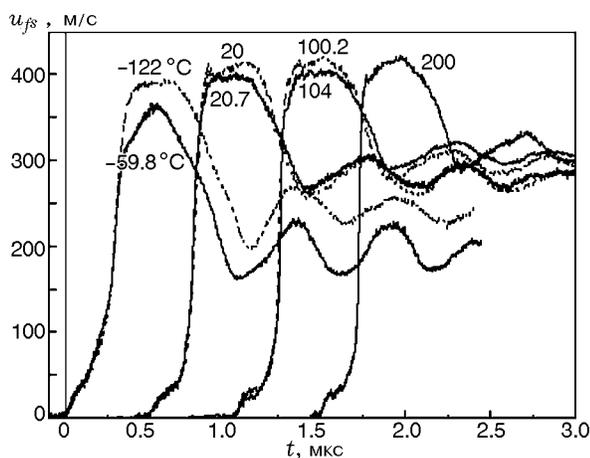


Рис. 3. Профили скорости свободной поверхности образцов высоколегированной стали при различных начальных температурах

Независимо от начальной температуры образцов все профили демонстрируют типичную картину отклика металлических образцов на ударно-волновое нагружение при откольном разрушении: регистрируется выход на поверхность образца упругопластической волны сжатия и следующей за ней волны разрежения, а также все особенности, связанные с откольным разрушением образца. В момент откола формируется слабая волна сжатия — откольный импульс, многократные переотражения которого в откольной пластине приводят к дальнейшим осцилляциям скорости на профиле. Однако, как видно из сравнения профилей, их эволюция зависит от начальной температуры образца, что, несомненно, связано с формированием собственной внутренней структуры вследствие температурных мартенситных превращений.

Из анализа экспериментальных профилей получены параметры упругопластического деформирования и разрушения нагружаемых образцов.

Максимальное давление ударного сжатия было рассчитано по максимальной скорости свободной поверхности $u_{fs\max}$: $p_{\max} = \rho_0 u_s u_{fs\max} / 2$, где ρ_0 — начальная плотность материала, u_s — скорость ударной волны. Для расчета давления была использована ударная адиабата стали в виде $u_s = 4.65 + 1.33u_{fs} / 2$ [13].

Измеренные амплитуды фронта упругого предвестника ($u_{fs\text{HEL}}$) позволяют рассчитать значения динамического предела упругости σ_{HEL} и предела текучести Y :

$$\sigma_{\text{HEL}} = \rho_0 c_l u_{fs\text{HEL}} / 2,$$

$$Y = \frac{1 - 2\nu}{1 - \nu} \sigma_{\text{HEL}} =$$

$$= 2\sigma_{\text{HEL}} \left[\frac{c_s^2}{c_l^2} \right] \cong 1.5\sigma_{\text{HEL}} \left(1 - \frac{c_b^2}{c_l^2} \right),$$

где c_b , c_l , c_s — объемная, продольная и сдвиговая скорости звука в материале, ν — коэффициент Пуассона.

На рис. 4 представлена зависимость динамического предела упругости от начальной температуры образцов. Даже при одной и той же температуре образца наблюдается заметный разброс значений динамического предела упругости стали, что может быть связано с вариациями внутренней структуры конкретных

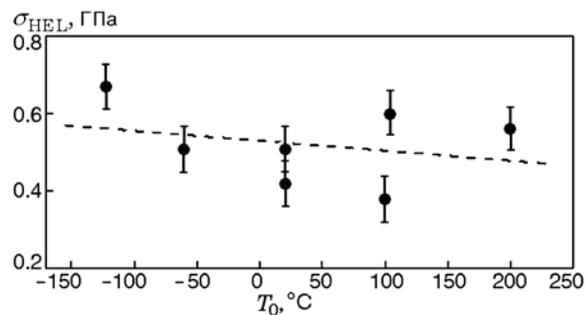


Рис. 4. Динамический предел упругости образцов высоколегированной стали в диапазоне начальной температуры $-120 \div 200$ °C

испытываемых образцов. Тем не менее предел упругости, а соответственно, и предел текучести данной стали уменьшаются с ростом температуры образцов. При этом мартенситно-аустенитная трансформация микроструктуры вследствие изменения температуры не отражается на характере упругопластического перехода.

Для расчета критических разрушающих напряжений при отколе (откольной прочности) из экспериментальных профилей скорости $u_{fs}(t)$ определяли значение ее спада Δu_{fs} от максимума до первого минимума в момент откола. Далее с учетом поправки на упругопластическое поведение исследуемой стали откольную прочность σ^* находили по соотношению [14]:

$$\sigma^* = \frac{1}{2} \rho c_b (\Delta u_{fs} + \delta), \quad \delta = \left(\frac{h_{sp}}{c_b} - \frac{h_{sp}}{c_F} \right) |\dot{u}_1|,$$

$$c_F = c_b c_l \sqrt{\frac{\dot{\sigma}_{x+} - \dot{\sigma}_{x-}}{\dot{\sigma}_{x+} c_l^2 - \dot{\sigma}_{x-} c_b^2}}.$$

Здесь c_F — некая скорость, которая соответствует искаженному профилю скорости свободной поверхности в момент откольного разрушения, $|\dot{u}_1|$ — градиент скорости свободной поверхности в разгрузочной части исходного импульса сжатия, h_{sp} — толщина откольной пластины, рассчитываемая по профилям скорости свободной поверхности по формуле $h_{sp} = c_l t_1 / 2$, где t_1 — время прохождения откольного импульса по откольной пластине, равное времени одной осцилляции скорости поверхности после откола. Результаты измерения откольной прочности образцов высоколегированной стали при нормальной, повышенной и криогенной температурах показаны на рис. 5.

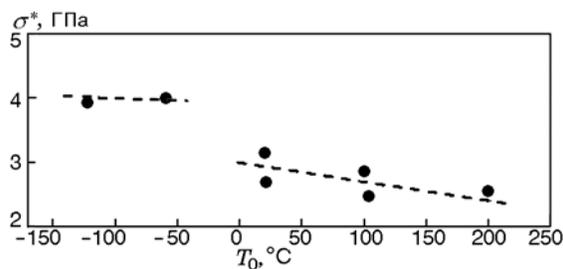


Рис. 5. Зависимость откольной прочности высоколегированной стали от начальной температуры образцов

Как видно из рис. 5, измеренные разрушающие напряжения немонотонным образом зависят от температуры образцов. Наблюдаются две области — область отрицательных температур и область температур выше нуля. Максимальные значения критического разрушающего напряжения реализуются в области отрицательных температур, когда исследуемый материал находится в мартенситной фазе. При росте температуры выше нуля регистрируется резкое уменьшение разрушающих напряжений приблизительно на 30 % и дальнейшее слабое снижение откольной прочности образцов. Такой характер изменения откольной прочности в диапазоне температуры $-50 \div 20$ °C, по видимому, связан с тем, что именно в этой температурной области и происходит в основном структурное мартенситно-аустенитное превращение, а при более высокой температуре сталь уже находится в аустенитной фазе.

Как известно из литературы, откольная прочность чистых металлов [15, 16] и металлических сплавов [17, 18] слабо зависит от температуры при ее умеренных значениях. Эти зависимости имеют пороговый характер, когда значительное уменьшение откольной прочности металлов начинается при высокой температуре, составляющей 70 ÷ 90 % от температуры плавления. В данном случае значительное уменьшение критических разрушающих напряжений в диапазоне температуры $-50 \div 20$ °C вызвано изменением внутренней структуры стали вследствие температурного мартенситно-аустенитного перехода. Слабое уменьшение откольной прочности в диапазоне температуры $20 \div 200$ °C может быть обусловлено как влиянием именно температуры на прочность стали в аустенитной фазе, так и продолжением перехода остаточного мартенсита в аустенит. Аналогичное поведение, связанное

№ п/п	h_{sam} , мм	T_0 , °C	$u_{fs\ max}$, м/с	p_{max} , ГПа	u_{fsHEL} , м/с	σ_{HEL} , ГПа	$\sigma_{0.2}$, ГПа	Δu_{fs} , м/с	σ^* , ГПа	h_{sp} , мм	\dot{V}/V_0 , $10^5\ c^{-1}$
1	4.99	-122	391	7.51	30	0.67	0.46	194	3.93	1.98	0.49
2	4.98	-59.8	362	6.92	23	0.51	0.48	200	4.01	1.84	0.65
3	5.0	20	412	7.93	19	0.42	0.33	156	3.14	1.62	0.56
4	4.99	20	400	7.69	23	0.51	0.34	134	2.69	1.63	0.42
5	4.99	100.2	418	8.05	17	0.38	0.32	141	2.84	1.60	0.53
6	5.01	104	403	7.75	27	0.60	0.36	114	2.47	1.58	0.46
7	4.99	200	418	8.05	25	0.56	0.36	128	2.52	1.48	0.50

Примечание. h_{sam} — толщина образца, $\sigma_{0.2}$ — напряжение течения при 0.2%-й деформации, \dot{V}/V_0 — скорость деформирования в разгрузочной части исходного импульса сжатия перед фронтом отскольного импульса.

с температурными фазовыми превращениями, наблюдалось при ударно-волновом нагружении сплавов никелида титана — так называемых сплавов с «памятью формы» [19].

Условия экспериментов и результаты расчетов прочностных характеристик высоколегированной стали при ударно-волновом нагружении представлены в таблице.

Помимо предела текучести, волновые профили содержат информацию о диаграмме деформирования $\sigma(\varepsilon)$ при сжатии и, следовательно, о деформационном упрочнении материала. Диаграмма деформирования восстанавливалась по измеренному профилю упругопластической волны сжатия в рамках приближения простой центрированной волны [11]. Для такой волны, описываемой веером прямолинейных характеристик, приращения продольного напряжения $d\sigma$ и деформации $d\varepsilon_x = -dV/V_0$ связаны соотношением

$$d\sigma = \rho_0 a_\sigma^2 d\varepsilon_x,$$

где a_σ — фазовая скорость распространения участка волны с напряжением сжатия σ в координатах Лагранжа, V, V_0 — текущий и начальный объем. Максимальное напряжение сдвига τ при одномерной деформации в ударной волне определяется разностью продольного напряжения σ и давления p :

$$\tau = \frac{3}{4}(\sigma - p),$$

где $p = \rho_0 c_b^2 \frac{\varepsilon_x}{(1 - b\varepsilon_x)^2}$, $b = 1.33$, — параметр из соотношения между скоростью ударной волны

и массовой скоростью $u_s = c_b + bu_{fs}/2$. Для простой центрированной волны фазовая скорость определяется по формуле

$$a_\sigma = \frac{H}{H/c_l + t(\sigma)},$$

где H — расстояние между поверхностью соударения (полюсом веера характеристик центрированной волны) и сечением в образце, для которого анализируется профиль напряжения $\sigma(t)$, t — интервал времени, отсчитываемый от фронта упругого предвестника. В нашем случае вместо профиля напряжения $\sigma(t)$ анализировался профиль скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ с использованием эмпирического закона удвоения скорости:

$$u_{fs}(t) = 2u_p(t), \quad d\sigma(t) = \rho a_\sigma du_p(t),$$

где u_p — массовая скорость.

Более детальный анализ с учетом взаимодействия между падающей и отраженной волнами вблизи поверхности образца дает следующую формулу для фазовой скорости:

$$a_\sigma = c_l \frac{2H - c_l t(\sigma)}{2H + c_l t(\sigma)}.$$

Приближение простой волны не является точным. Источники его погрешности связаны с релаксацией девиаторных напряжений, с допущением о соотношении между массовой скоростью и скоростью свободной поверхности, с погрешностью данных об объемной сжимаемости материала и с особенностями отражения упругопластических волн от поверхности образца.

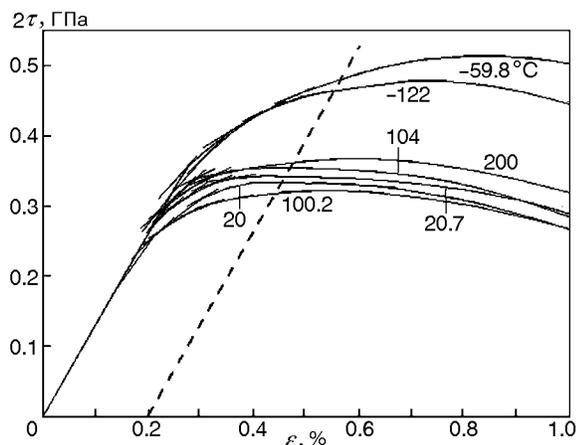


Рис. 6. Диаграммы деформирования образцов высоколегированной стали с различными начальными температурами, восстановленные по результатам измерения профилей скорости свободной поверхности, представленных на рис. 3

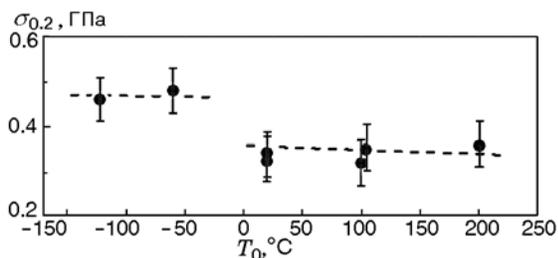


Рис. 7. Зависимость напряжения течения при остаточной деформации 0.2 % от начальной температуры образцов высоколегированной стали

На рис. 6 представлены диаграммы деформирования, восстановленные по результатам измерения профилей скорости свободной поверхности, на рис. 7 — зависимость напряжения течения при остаточной деформации 0.2 %. Те и другие получены из анализа волновых профилей скорости для образцов стали с различной начальной температурой, значения которой представлены также в таблице.

Как и зависимость откольной прочности высоколегированной стали от температуры, напряжение течения $\sigma_{0.2}$, в отличие от других металлов, ступенчатым образом уменьшается с ростом температуры. Этот процесс, безусловно, связан также с изменением микроструктуры образцов вследствие мартенситно-аустенитного превращения. В диапазоне температуры от -122 до -50 °C исследуемый ма-

териал находится в мартенситной фазе, далее до 20 °C происходит мартенситно-аустенитное превращение, и в аустенитной фазе, начиная с комнатной температуры и до 200 °C, значения $\sigma_{0.2}$ на ≈ 25 % меньше, чем в мартенситной фазе.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, измерение динамической прочности высоколегированной стали в температурном диапазоне мартенситных превращений показало, что индуцированный температурой мартенситно-аустенитный переход оказывает значительное влияние на сопротивление испытываемой стали высокоскоростному деформированию и разрушению. Динамическая прочность стали в условиях откольного разрушения ступенчатым образом уменьшается на ≈ 30 % с ростом температуры образцов до 200 °C. Для более детального изучения влияния фазового превращения на прочностные свойства стали необходимы материаловедческие исследования изменения ее микроструктуры после ударного сжатия и разрушения образцов, имеющих различную начальную температуру.

Авторы благодарны Л. Г. Ермолову и Г. Е. Иванчихиной за помощь в подготовке и проведении экспериментов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Olson G. B., Cohen M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. FCC — BCC and other martensitic transformations // *Metalurg. Trans. A.* — 1976. — V. 7. — P. 1905–1913.
2. Zackay V. F., Parker E. R., Fahr D., Busch R. The enhancement of ductility in high-strength steels // *Trans. ASM.* — 1967. — V. 60. — P. 252–259.
3. Tamura I. Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels // *Metal Sci.* — 1982. — V. 16. — P. 245–253.
4. Patel J. R., Cohen M. Criterion for the action of applied stresses in the martensitic transformation // *Acta Metallurg.* — 1953. — V. 1. — P. 531–538.
5. Angel T. Formation of martensite in austenitic stainless steels // *J. Iron and Steel Inst.* — 1954. — N 5. — P. 165–174.
6. Weiß A., Gutte H., Scheller P. R. Deformation induced martensite formation and its effect on transformation induced plasticity (TRIP) // *Steel Res. Intern.* — 2006. — V. 77. — P. 727–732.

7. **Frommeyer G., Neumann P.** Supra-ductile and high strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes // *ISIJ Intern.* — 2003. — V. 43. — P. 438–446.
8. **Remy L., Pineau A.** Twinning and strain-induced FCC — HCP transformation in the Fe—Mn—Cr—C system // *Mater. Sci. Eng.* — 1977. — V. 28. — P. 99–107.
9. **Sato K., Ichinose M., Hirotsu Y., Inoue Y.** Effects of deformation induced phase transformation and the mechanical properties of austenitic Fe—Mn—Al alloys // *ISIJ Intern.* — 1989. — V. 29. — P. 868–877.
10. **Olson G. B., Cohen M.** A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC — HCP transformation // *Metalurg. Trans. A.* — 1976. — V. 7. — P. 1897–1904.
11. **Канель Г. И., Разоренов С. В., Уткин А. В., Фортвов В. Е.** Ударно-волновые явления в конденсированных средах. — М.: Янус-К, 1996.
12. **Barker L. M., Hollenbach R. E.** Laser interferometry for measuring high velocities of any reflecting surface // *J. Appl. Phys.* — 1972. — V. 43. — P. 4669–4675.
13. **Marsh S. P.** *LASL Shock Hugoniot Data.* — Berkeley: Univ. of California Press, 1980.
14. **Канель Г. И.** Искажение волновых профилей при отколе в упругопластическом теле // *ПМТФ.* — 2001. — Т. 42, № 2. — С. 194–198.
15. **Kanel G. I., Razorenov S. V., Baumung K., Singer J.** Dynamic yield and tensile strength of aluminum single crystals at temperatures up to the melting point // *J. Appl. Phys.* — 2001. — V. 90, N 1. — P. 136–143.
16. **Kanel G. I., Razorenov S. V., Bogatch A. A., Utkin A. V., Fortov V. E., Grady D. E.** Spall fracture properties of aluminum and magnesium at high temperatures // *J. Appl. Phys.* — 1996. — V. 79, N 11. — P. 8310–8317.
17. **Kanel G. I., Razorenov S. V., Fortov V. E.** Shock-wave compression and tension of solids at elevated temperatures: superheated crystal states, pre-melting, and anomalous growth of the yield strength // *J. Phys.: Condensed Matter.* — 2004. — V. 16, N 14. — P. S1007–S1016.
18. **Krüger L., Meyer L., Razorenov S. V., Kanel G. I.** Investigation of dynamic flow and strength properties of Ti-6-22-22S at normal and elevated temperatures // *Intern. J. Impact. Eng.* — 2003. — V. 28, N 8. — P. 877–890.
19. **Razorenov S. V., Garkushin G. V., Kanel G. I., Kashin O. A., Ratochka I. V.** Behavior of the nickel — titanium alloys with the shape memory effect under conditions of shock wave loading // *Phys. Solid State.* — 2011. — V. 53, N 4. — P. 824–829.

Поступила в редакцию 3/VI 2014 г.