
Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*

Editor-in-Chief: **Eduard S. Gorkunov**, RAS Academician (Russia)
Deputy Editors-in-Chief: **Sergey V. Smirnov**, **Sergey V. Gladkovsky**

Editorial Council

Chairman: **Eduard S. Gorkunov**, RAS Academician (Russia)

Anatoly A. Burenin (Russia)
Robert V. Goldshtein (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
Mitko M. Mihovski (Bulgaria)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
Sergey G. Psakhye (Russia)
Vasily M. Fomin (Russia)
Shao Wen-zhu (China)

Editorial Board

Boris V. Artemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Vera V. Berezovskaya (Ekaterinburg)
Alexander A. Bogatov (Ekaterinburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
Mladen N. Georgiev (Sofia, Bulgaria)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emel'yanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Anatoly V. Kononov (Ekaterinburg)
Vladimir N. Kostin (Ekaterinburg)
Aleksey V. Makarov (Ekaterinburg)
Lev A. Merzhievsky (Novosibirsk)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Yury V. Subachev (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yulia V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)

Elena E. Verstakova, editor of the English translation
Irina M. Tsiklina, editor of Russian texts
Ekaterina V. Blashchanevich, associate editor
Lyubov N. Lobova, associate editor
Galina V. Torlopova, associate editor
Raul N. Shakirov, site admin

Postal address: Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049,
Ekaterinburg, Russian Federation
phone: +7 (343) 375-35-83,
fax: +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
<http://dream-journal.org>

Главный редактор: Горкунов Эдуард Степанович – академик РАН, д.т.н.

Заместители главного редактора: **Сергей Витальевич Смирнов**, д.т.н.; **Сергей Викторович Гладковский**, д.т.н.

Редакционный совет:

Председатель совета – Горкунов Эдуард Степанович, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Гольдштейн Роберт Вениаминович, д.ф.-м.н., член-корр. РАН (Россия)

Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Грум Янез, проф., доктор (Республика Словения)

Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Миховски Митко Минков, д.т.н. (Республика Болгария)

Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)

Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)

Псахье Сергей Григорьевич, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Шао Вэнь-чжу, проф., доктор (Китай)

Редакционная коллегия:

Главный редактор – **Горкунов Эдуард Степанович**, академик РАН, д.т.н. (Екатеринбург)

Зам. главного редактора – **Смирнов Сергей Витальевич**, д.т.н. (Екатеринбург)

Зам. главного редактора – **Гладковский Сергей Викторович**, д.т.н. (Екатеринбург)

Артемьев Борис Викторович, д.т.н. (Москва)

Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)

Беляев Александр Константинович, д.ф.-м.н. (Санкт-Петербург)

Березовская Вера Владимировна, д.т.н. (Екатеринбург)

Богатов Александр Александрович, д.т.н. (Екатеринбург)

Буров Сергей Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)

Васьковский Владимир Олегович, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Вичужанин Дмитрий Иванович, к.т.н. (Екатеринбург)

Георгиев Младен Николов, д.т.н. (София, Республика Болгария)

Дегтярь Владимир Григорьевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Миасс)

Емельянов Игорь Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Задворкин Сергей Михайлович, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Залазинский Александр Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Коновалов Анатолий Владимирович, д.т.н. (Екатеринбург)

Костин Владимир Николаевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Макаров Алексей Викторович, д.т.н. (Екатеринбург)

Мержиевский Лев Алексеевич, д.т.н. (Новосибирск)

Мулюков Радик Рафикович, д.ф.-м.н. (Уфа)

Муравьев Виталий Васильевич, д.т.н. (Ижевск)

Ничипурук Александр Петрович, д.т.н. (Екатеринбург)

Плехов Олег Анатольевич, д.ф.-м.н. (Пермь)

Поволоцкая Анна Моисеевна, к.т.н. (Екатеринбург)

Пугачева Наталия Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)

Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)

Ринкевич Анатолий Брониславович, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Субачев Юрий Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)

Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)

Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык

Циклина Ирина Михайловна – редактор текста

Блащаневич Екатерина Владимировна – помощник редактора

Лобова Любовь Николаевна – помощник редактора

Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора

Шакиров Рауль Нурувич, к.т.н. – администратор сайта журнала

Адрес редакции:

Россия, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34., ИМАШ УрО РАН

телефон: +7 (343) 375 35 83, факс +7 (343) 374-53-30

e-mail: dream-journal@mail.ru

http://dream-journal.org

CONTENTS**NONDESTRUCTIVE TESTING AND DIAGNOSTICS OF MATERIAL PROPERTIES
AND THEIR DEGRADATION IN USE**

- Gorkunov E. S., Savrai R. A., Makarov A. V., Zadvorkin S. M.** Magnetic techniques for estimating elastic and plastic strains in steels under cyclic loading. 6

**MECHANICS OF STRENGTH, DAMAGE, WEAR AND FRACTURE OF MATERIALS
THROUGHOUT THE PRODUCT LIFECYCLE, FROM DESIGN TO WITHDRAWAL**

- Emel'yanov I. G., Mironov V. I., Kuznetsov A. V.** On an approach to the evaluation of the strength of a spatial rod system under impact loading. 16

- Potapov A. I., Gladkovsky S. V., Kokovikhin E. A., Salikhyanov D. R., Dvoynikov D. A.** Determining the plastic strain resistance of metallic materials on an automated plastometric complex. 24

**THE RELATION OF THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION TO THE PHYSI-
CAL-MECHANICAL PROPERTIES OF MATERIALS IN USE UNDER EXTREME
CONDITIONS**

- Maltseva L. A., Mitropolskaya S. Yu., Levina A. V.** Progress in ultra-deformable stainless steels for medical tool application. 44

**EVALUATION OF THE SERVICE LIFE OF TECHNICAL OBJECTS AND PREDICTION
OF THEIR DURABILITY, RELIABILITY AND SURVIVABILITY, LONGEVITY
TESTING, EXAMINATION OF FRACTURE**

- Khotinov V. A., Farber V. M., Morozova A. N.** Evaluating the toughness of pipe steels by impact fracture curves. 57

СОДЕРЖАНИЕ**НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ, ДИАГНОСТИКА И ИСПЫТАНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ДЕГРАДАЦИИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

- Горкунов Э. С., Саврай Р. А., Макаров А. В., Задворкин С. М.** Магнитные методы оценки упругой и пластической деформации при циклическом нагружении сталей. 6

МЕХАНИКА ПРОЧНОСТИ, ПОВРЕЖДЕННОСТИ, ИЗНАШИВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ПРОТЯЖЕНИИ ВСЕГО ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА ИЗДЕЛИЙ ОТ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ДО ВЫВОДА ИЗ ЭКСПЛУАТАЦИИ

- Емельянов И. Г., Миронов В. И., Кузнецов А. В.** Об одном подходе к оценке прочности пространственной стержневой системы при ударной нагрузке. 16

- Потапов А. И., Гладковский С. В., Коковихин Е. А., Салихьянов Д. Р., Двойников Д. А.** Определение сопротивления пластической деформации металлических материалов на автоматизированном пластометрическом комплексе. 24

СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

- Мальцева Л. А., Митропольская С. Ю., Левина А. Н.** Развитие высокотехнологичных коррозионностойких сталей для медицинского инструмента. 44

ОЦЕНКА РЕСУРСА И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ, НАДЕЖНОСТИ, ЖИВУЧЕСТИ ТЕХНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ, РЕСУРСНЫЕ ИСПЫТАНИЯ, ЭКСПЕРТИЗА РАЗРУШЕНИЯ

- Хотинов В. А., Фарбер В. М., Морозова А. Н.** Оценка уровня вязкости трубных сталей с помощью диаграмм ударного разрушения. 57

MAGNETIC TECHNIQUES FOR ESTIMATING ELASTIC AND PLASTIC STRAINS IN STEELS UNDER CYCLIC LOADING

E. S. Gorkunov, R. A. Savrai*, A. V. Makarov, S. M. Zadvorkin

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: ras@imach.uran.ru; address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 (343) 375-35-99; fax: 374-53-30

The paper studies the effect of high-cycle fatigue loading (elastic deformation) of high-carbon steel (1.03 wt % C) on the behavior of the tangential component of the magnetic induction vector of a specimen in the residual magnetization state. It has been found that the magnetic measurement technique allows both structural changes and cracks resulting from the fatigue degradation of high-carbon pearlitic steel to be recorded. The effect of cyclic loading in the low-cycle fatigue region (plastic deformation) on the variations in the coercive force and residual magnetic induction of annealed medium-carbon steel (0.45 wt % C) for the major and minor magnetic hysteresis loops has also been studied. The sensitivity of the magnetic characteristics to both large and small plastic strains accumulated during cyclic loading has been established.

Keywords: magnetic method, carbon steels, high- and low-cycle fatigue loading, fatigue degradation, accumulated plastic deformation.

References

1. Gorkunov E.S., Novikov V.N., Nichipuruk A.P., Nassonov V.V., Kadrov A.V., Tatlybaeva I. N. Resistance of residual magnetization of heat-treated steel products of elastic. The Soviet Journal of Nondestructive Testing, 1991, no. 2, pp. 138–145.
2. Gloria N.B.S., Areiza M.C.L., Miranda I.V.J., Rebello J.M.A. Development of a magnetic sensor for detection and sizing of internal pipeline corrosion defects. NDT&E International, 2009, vol. 42, no. 8, pp. 669–677.
3. Shah M.B., Bose M.S.C. Magnetic NDT technique to evaluate fatigue damage. Physica status solidi (a), 1984, vol. 86, no. 1, pp. 275–281.
4. Babich V.K., Pirogov V.A. On the nature of the variation in the coercive force of annealed carbon steels under deformation. FMM, 1969, vol. 28, iss. 3, pp. 447–453. (In Russian).
5. Gorkunov E.S., Smirnov S.V., Rodionova S.S. Effect of plastic strain under hydrostatic pressure on the damage and magnetic characteristics of low-carbon steel 3sp. Fizicheskaya mezhmekhanika, 2003, vol. 6, no. 5, pp. 101–108. (In Russian).
6. Makarov A.V., Savray R.A., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Egorova L.Yu. Mechanical properties and peculiarities of the fracture of high-carbon steel with various pearlitic structures under static tension. FMM, 2007, vol. 104, no. 5, pp. 542–555. (In Russian).
7. Makarov A.V., Savray R.A., Schastlivtsev V.M., Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Egorova L.Yu. Structural peculiarities of the behavior of high-carbon pearlitic steel under cyclic loading. FMM, 2011, vol. 111, no. 1, pp. 97–111. (In Russian).
8. Mikheev M.N., Gorkunov E.S. *Magnitnye metody strukturnogo analiza i nerazrushayuschego kontrolya* [Magnetic Methods of Structural Analysis and Nondestructive Testing]. Moscow, Nauka Publ., 1993. 252 p. (In Russian).
9. Jiles D.C. The effect of compressive plastic deformation of AISI 4130 steels with various mikrostruktures. J. Phys. D. Appl. Phys, 1998, no. 21, pp. 1196–1204.
10. Kuleev V.G., Tsarkova T.P., Nichipuruk A.P. Specific features of the behavior of the coercive force in low-carbon plastically deformed steels. Russian Journal of Nondestructive Testing, 2005, vol. 41, no. 5, pp. 285–295. DOI: 10.1007/s11181-005-0168-8.

11. Kuleev V.G., Tsarkova T.P., Nichipuruk A.P. Effect of tensile plastic deformations on the residual magnetization and initial permeability of low-carbon steels. Russian Journal of Nondestructive Testing, 2006, vol. 42, no. 4, pp. 261–271. DOI: 10.1134/S1061830906040073.

УДК 620.179.14

МАГНИТНЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ СТАЛЕЙ

Э. С. Горкунов, Р. А. Саврай*, А. В. Макаров, С. М. Задворкин

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация***Ответственный автор. Электронная почта: ras@imach.uran.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–99; факс: 374–53–30*

Исследовано влияние многоциклового усталостного нагружения (упругое деформирование) высокоуглеродистой (1,03 мас.% С) стали на характер изменения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции образца в остаточном намагниченном состоянии. Установлено, что используемая методика магнитных измерений позволяет зарегистрировать как структурные изменения, так и трещины, появляющиеся вследствие усталостной деградации высокоуглеродистой перлитной стали. Исследовано также влияние циклического нагружения при малоциклового усталости (упруго-пластическое деформирование) отожженной среднеуглеродистой (0,45 мас.% С) стали на изменение коэрцитивной силы и остаточной магнитной индукции для предельной петли и для частных петель магнитного гистерезиса. Установлена чувствительность рассматриваемых магнитных характеристик к величине пластической деформации, накопленной при циклическом нагружении, в области как больших, так и малых пластических деформаций.

Ключевые слова: магнитный метод, углеродистые стали, много- и малоциклового усталостное нагружение, усталостная деградация, накопленная пластическая деформация.

1. Введение

В большинстве машин и конструкций детали работают в условиях циклически изменяющихся нагрузок и с различным уровнем напряжений в циклах. При этом уровень напряжений на разных режимах может колебаться в широких пределах и приводить к возникновению в деталях как упругих, так и пластических деформаций. Это существенно затрудняет изучение сопротивления усталости, прогнозирование долговечности и определение остаточного ресурса, требует большого объема экспериментального материала и проведения натурных испытаний. Необходимо использование таких методов, которые не сводились бы только к накоплению экспериментальных данных, а позволяли приблизиться к пониманию физических основ явлений усталости. В этой связи перспективно применение неразрушающих методов контроля, в частности, магнитных методов.

В процессе усталостного нагружения многократно повторяющаяся упругая деформация приводит к структурным изменениям и накопленной поврежденности, оказывающим влияние на магнитные свойства образца. Для обнаружения такой усталостной поврежденности перспективными являются методы магнитного контроля изделий, находящихся в остаточном намагниченном состоянии. Контроль проводят с помощью высокочувствительных датчиков, которые позволяют проводить локальные измерения магнитных полей рассеяния, в том числе на дефектах [1, 2].

Среди магнитных характеристик, используемых для оценки физико-механических свойств материала при пластическом деформировании, можно выделить коэрцитивную силу и остаточную индукцию [3], на которые оказывают влияние изменение плотности дислокаций и появление нарушений сплошности (рыхлот, микротрещин и пор) [3–5]. В этой связи, изменение магнитных свойств и структуры при пластической деформации целесообразно

разбить на три этапа: 1) изменение при малых деформациях; 2) при средних; 3) после больших деформаций [4].

Таким образом, цель настоящей работы – исследование влияния циклического нагружения: 1) высокоуглеродистой (1,03 мас. % C) перлитной стали при многоциклового усталости (упруго-пластическое деформирование) на характер изменения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции образца в остаточном намагниченном состоянии; 2) отожженной среднеуглеродистой (0,45 мас. % C) стали при малоциклового усталости (пластическое деформирование) на характер изменения коэрцитивной силы и остаточной магнитной индукции предельной и частных петель магнитного гистерезиса.

Настоящая работа носит обзорный характер и представляет исследования авторов в области магнитных методов оценки степени деградации сталей при циклическом нагружении.

2. Материал и методика эксперимента

Исследовали высокоуглеродистую (в мас. %: 1,03 C; 0,072 Cr; 0,056 Ni; 0,27 Mn; 0,059 Si; 0,072 Cu; 0,023 P; 0,016 S; остальное Fe) и среднеуглеродистую (в мас. %: 0,45 C; 0,15 Cr; 0,15 Ni; 0,66 Mn; 0,33 Si; 0,16 Cu; 0,018 P; 0,028 S; остальное Fe) стали промышленной плавки. Структуру тонкопластинчатого перлита в высокоуглеродистой стали получали путем изотермической выдержки предварительно нагретых до 1050 °C (выдержка при температуре 1050 °C составила 15 мин) заготовок при температуре 500 °C в течение 5 мин в соляной ванне (с последующим охлаждением в воде). Затем образцы отжигали в соляной ванне при температуре 650 °C в течение 10 мин. Указанный кратковременный отжиг позволяет устранить повышенную хрупкость перлита, формирующегося в стали У10 при температуре изотермического распада 500 °C, и сохранить при этом морфологию тонкопластинчатого перлита [6]. Среднеуглеродистую сталь подвергали отжигу при температуре 800 °C в течение 8 часов с последующим охлаждением с печью. Данную обработку проводили с целью получения равновесной структуры с минимальным количеством дефектов и уровнем остаточных напряжений.

Механические испытания проводили на сервогидравлической испытательной установке Instron 8801. Циклическое нагружение образцов из высокоуглеродистой перлитной стали проводили с контролируемой величиной напряжения $\Delta\sigma = 2\sigma_a = 0,65\sigma_{0,2}$ (σ_a – амплитуда напряжений цикла; $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести при статическом растяжении), коэффициентом асимметрии цикла $R_\sigma=0$ (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением напряжения цикла по синусоидальному закону, частотой нагружения 10 Гц. Образец с сечением рабочей части 6×5 мм и рабочей длиной 25 мм нагружали поэтапно с числом циклов нагружения $N = 20000; 60000; 100000; 160000$ без разрушения образцов. Дополнительно один образец был доведен до разрушения, при этом число циклов составило $N_p = 195980$.

Циклическое нагружение образцов с диаметром рабочей части 5 мм и рабочей длиной 25 мм из отожженной среднеуглеродистой стали проводили с контролируемой величиной общей деформации $\varepsilon_{\text{общ}}=2\varepsilon_a=\varepsilon_{\text{упр}}+\varepsilon_{\text{пл}}=0,0076$ (ε_a – амплитуда полной деформации цикла; $\varepsilon_{\text{упр}}$ – амплитуда упругой деформации цикла; $\varepsilon_{\text{пл}}$ – амплитуда пластической деформации цикла), коэффициентом асимметрии цикла $R_\varepsilon=0$ (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды деформации цикла по пилообразному закону, частотой нагружения 0,5 Гц. При этом испытания осуществляли таким образом, чтобы коэффициенты асимметрии цикла как по деформации, так и по напряжению оставались равны нулю на протяжении всего процесса нагружения ($R_\sigma=R_\varepsilon=0$). Испытывали образцы с количеством циклов нагружения $N = 5, 10, 50, 200$ и 400 без разрушения образцов.

Магнитные измерения проводили после циклических испытаний в разгруженном состоянии. Магнитные измерения тангенциальной составляющей вектора индукции B_t высокоуглеродистой перлитной стали проводили феррозондовым датчиком, установленным в ска-

нирующем устройстве, позволяющем сканировать поверхность образца вдоль оси с постоянной скоростью 2 мм/с и выдерживать зазор 0,3 мм между магниточувствительным элементом и образцом. Образец намагничивали продольно в направлении оси образца с использованием намагничивающего устройства на высокоэнергоемких постоянных магнитах Nd-Fe-B. Намагниченный образец устанавливали на столе сканирующего устройства и перемещали феррозондовый преобразователь магнитометра Foerster Magnetoscop 1.069 вдоль поверхности образца. Измерения коэрцитивной силы и остаточной магнитной индукции отожженной среднеуглеродистой стали осуществляли с использованием магнитоизмерительного комплекса Remagraph C-500 на предельной ($H_{max}=60$ кА/м) и частных (при максимальной магнитной индукции цикла гистерезиса $b_{max}=1; 0,4; 0,1$ и $0,05$ Тл) петлях магнитного гистерезиса.

Структуру образцов после циклического растяжения изучали на электронном сканирующем микроскопе Tescan Vega II XMU. Изображения трещины получали на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения Tescan Mira 3 LMU с автоэмиссионным катодом Шоттки высокой яркости.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1а представлена электронная микрофотография структуры высокоуглеродистой перлитной стали, подвергнутой диффузионному распаду при температуре изотермической выдержки 500 °С, а также дополнительному отжигу при 650 °С в течение 10 мин. При температуре изотермического превращения 500 °С в стали формируется структура тонкопластинчатого перлита с межпластинчатым расстоянием $\lambda=0,08-0,14$ мкм и размерами колоний 5–15 мкм [6]. Кратковременный (10 мин) отжиг при 650 °С не приводит к изменениям в морфологии карбидной фазы: отсутствует сфероидизация и коалесценция цементита (см. рис. 1а).

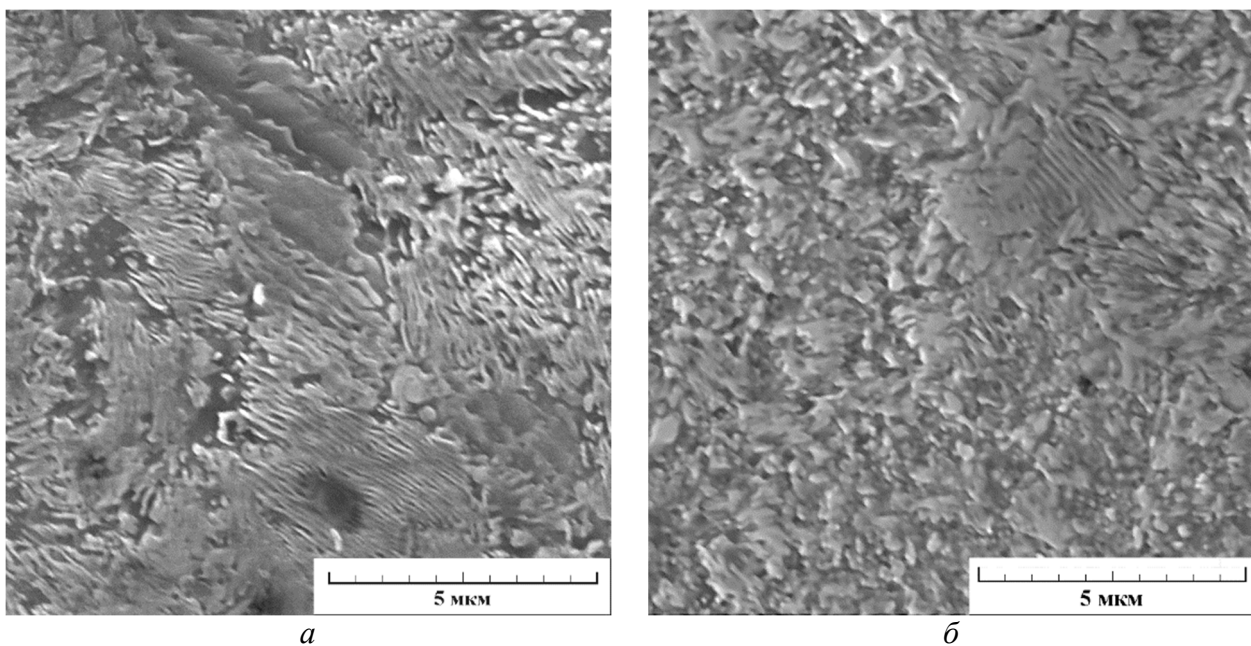


Рис. 1. Электронные микрофотографии (РЭМ) высокоуглеродистой перлитной стали со структурой тонкопластинчатого перлита после кратковременного отжига:
а – в исходном состоянии; б – после усталостного разрушения

Рассмотрим влияние многоциклового усталостного нагружения (упругое деформирование) высокоуглеродистой перлитной стали на изменение тангенциальной составляющей вектора индукции B_t . Как следует из рис. 2, усталостные испытания сопровождаются появлением неоднородности распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции в остаточном намагниченном состоянии образца по его длине, заметной уже при

$N = 60000$. При усталостном нагружении с числом циклов $N = 100000$ наблюдается заметный рост величины B_t . Это может быть обусловлено структурными изменениями, протекающими в перлитной стали при усталостном нагружении, в частности, сфероидизацией цементитных пластин (см. рис. 1б). Сфероидизация дисперсных цементитных пластин при циклическом растяжении в условиях многоциклового усталости обусловлена совместным действием упругих растягивающих напряжений, микропластической деформации и эффектов локального нагрева, ускоряющих диффузию атомов железа и углерода [7].

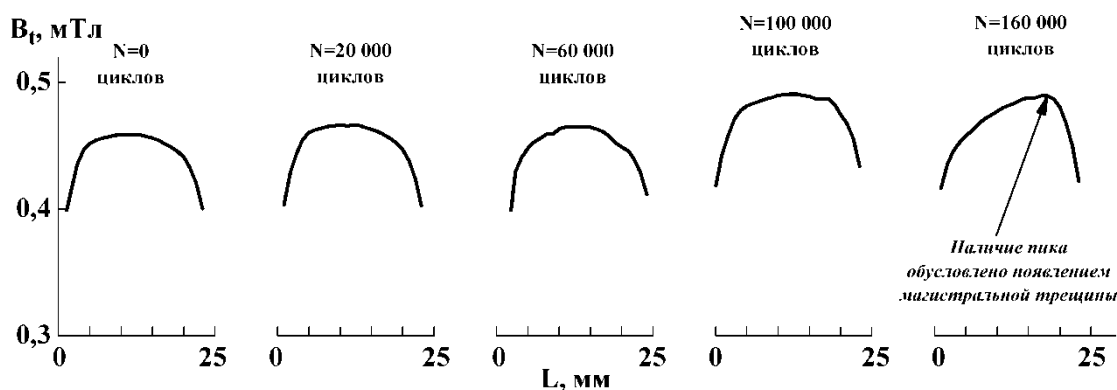


Рис. 2. Распределение тангенциальной составляющей магнитной индукции B_t по рабочей зоне образца в остаточно намагниченном состоянии до нагружения ($N=0$) и после нагружения с заданным числом циклов. Результаты измерений приведены для той стороны образца, на которой была обнаружена магистральная усталостная трещина

При числе циклов нагружения $N = 160000$ на графике распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции B_t наблюдается ярко выраженный пик (см. рис. 2). Его наличие обусловлено появлением магистральной усталостной трещины, которая зародилась на поверхности образца на имеющемся концентраторе напряжений (рис. 3). Отметим, что ширина раскрытия усталостной трещины составляет менее 1 мкм, что свидетельствует о возможности неразрушающего контроля усталостной деградации сталей при многоцикловом усталостном нагружении (упругое деформирование).

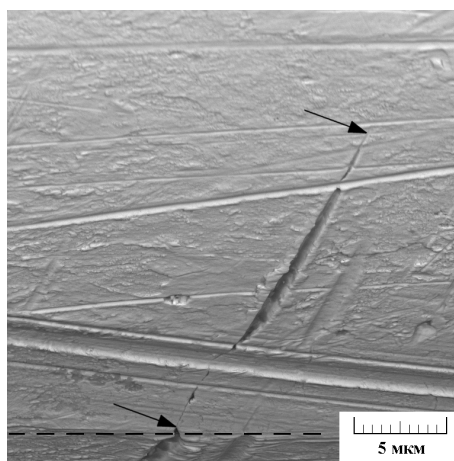


Рис. 3. Электронная микрофотография (РЭМ) поверхности образца (после нагружения с числом циклов $N = 160000$). Стрелками обозначена усталостная трещина; пунктирной линией – край образца, параллельный оси нагружения

Рассмотрим влияние циклического нагружения при малоциклового усталости (упруго-пластическое деформирование) отожженной среднеуглеродистой стали на изменение ее магнитных характеристик.

Материал в исходном отожженном состоянии, микроструктура которого приведена на рис. 4, характеризуется минимальными значениями коэрцитивной силы (таблица).

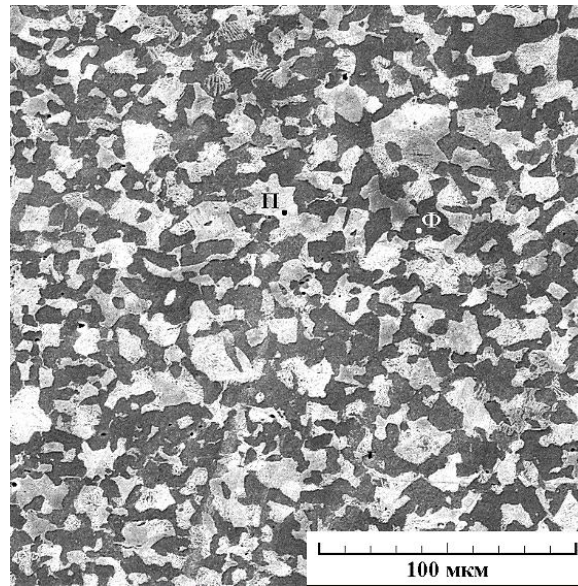


Рис. 4. Электронная микрофотография (РЭМ) среднеуглеродистой стали в исходном отожженном состоянии: Ф – феррит, П – перлит

Таблица – Значения коэрцитивной силы и остаточной магнитной индукции среднеуглеродистой стали в исходном отожженном состоянии ($N=0$, $\varepsilon_\Sigma=0$)

$b_{\max}=0,05$ Тл		$b_{\max}=0,1$ Тл		$b_{\max}=0,4$ Тл		$b_{\max}=1$ Тл		$H=60$ кА/м (предельная петля)	
h_c , А/м	b_r , Тл	h_c , А/м	b_r , Тл	h_c , А/м	b_r , Тл	h_c , А/м	b_r , Тл	H_c , А/м	B_r , Тл
15,55	0,017	31,8	0,043	99,7	0,3	146,2	0,766	194,5	1,159

В процессе усталостного нагружения наблюдается рост значений коэрцитивной силы как для предельной, так и для частных петель магнитного гистерезиса (рис. 5а, б). Отметим существенное различие в изменении коэрцитивной силы в слабых и сильных полях. В слабых полях (до 0,1 Тл включительно, когда максимальное поле петли гистерезиса $h_{\max} < H_c$) коэрцитивная сила частных циклов непрерывно возрастает на протяжении всего процесса деформирования, при этом наблюдается ее резкое увеличение на начальном этапе деформирования, которое с увеличением степени деформации сменяется более плавным ростом. Это обусловлено повышением общей плотности дефектов, что вызывает рост градиентов микронапряжений, увеличение значений критических полей взаимодействия доменных границ с дефектами и, соответственно, затруднение процессов перемагничивания [8, 9]. Наблюдаемый рост коэрцитивной силы может быть обусловлен не только увеличением плотности дефектов кристаллического строения при циклическом растяжении, но и появлением значительных остаточных сжимающих напряжений при разгрузке пластически деформированных образцов [10, 11].

При перемагничивании в более сильных полях при суммарной пластической деформации 7–10 % наблюдается стабилизация значений коэрцитивной силы вплоть до величины деформации 15–17 %. Такая стабилизация может быть связана с формированием ячеистой дислокационной структуры. В этом случае уменьшается вероятность необратимых смещений доменных границ, т.е. уменьшается роль необратимых процессов перемагничивания. Дальнейшая деформация вновь сопровождается ростом значений коэрцитивной силы, который

можно объяснить появлением микропор, количество и размер которых возрастают вплоть до разрушения. Микропоры, являясь источниками магнитных полей рассеяния, в соответствии с «теорией включений» [8] будут препятствовать процессам перемагничивания.

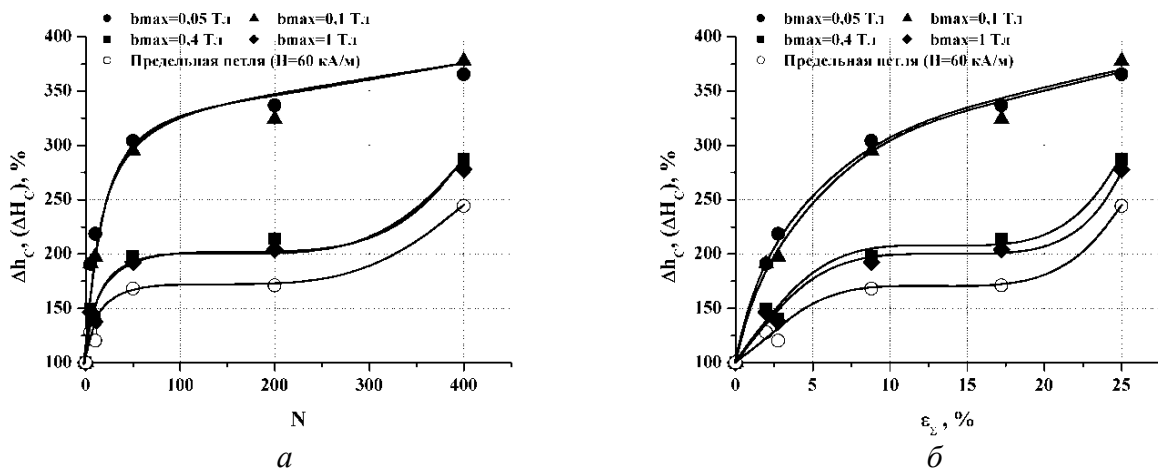


Рис. 5. Зависимость относительного изменения коэрцитивной силы от числа циклов нагружения (а) и величины накопленной пластической деформации (б) образцов из среднеуглеродистой стали. За 100 % взяты значения коэрцитивной силы в исходном отожженном состоянии (таблица)

В процессе деформирования на начальном этапе при суммарной пластической деформации до 7–10 % наблюдаются снижение значений остаточной индукции для предельной петли и для частных петель при максимальной магнитной индукции цикла гистерезиса $b_{max} = 1$ и 0,4 Тл и (при суммарной пластической деформации до 2–3 %) рост значений остаточной индукции для частных петель при максимальной магнитной индукции цикла гистерезиса 0,1 и 0,05 Тл (рис. 6а, б).

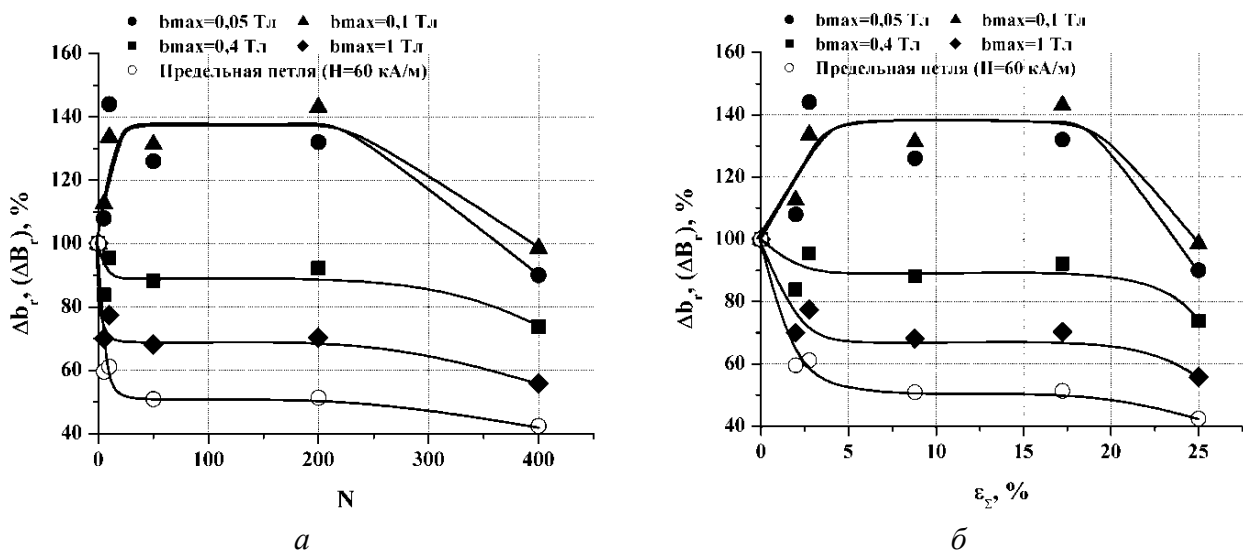


Рис. 6. Зависимость относительного изменения остаточной индукции от числа циклов нагружения (а) и величины накопленной пластической деформации (б) образцов из среднеуглеродистой стали. За 100 % взяты значения остаточной индукции в исходном отожженном состоянии (таблица)

Таким образом, как и в случае коэрцитивной силы, изменение остаточной индукции в слабых и сильных полях также различно. С одной стороны, участки, имеющие значительные

локальные микронапряжения (в частности дислокации), являются местом легкого образования зародышей перемagnичивания [8]. Это отражается в наблюдаемом снижении остаточной индукции в сильных полях. С другой стороны, перераспределение дислокаций приводит к появлению областей с менее дефектной структурой. При намагничивании образца в слабых полях смещения доменных границ невелики и, по-видимому, не превышают размеры этих областей. Поэтому значения остаточной индукции в слабых полях возрастают до завершения формирования ячеистой дислокационной структуры во всем объеме материала. После этого наблюдается стабилизация значений остаточной индукции вплоть до величины деформации 15–17 %. Дальнейшая деформация сопровождается снижением значений остаточной индукции независимо от величины поля, что можно объяснить появлением микропор. На макродефектах, в частности трещинах и порах, возникают магнитные поля рассеяния [8], которые направлены противоположно намагничивающему полю, что, в итоге, приводит к снижению значений остаточной индукции.

4. Заключение

Установлено, что многоцикловое усталостное нагружение (упругое деформирование) образцов из высокоуглеродистой (1,03 мас. % C) стали до появления усталостной трещины приводит к увеличению тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции образца в достаточно намагниченном состоянии и появлению неоднородности ее распределения по длине образца. Это обусловлено структурными изменениями (сфероидизацией цементитных пластин), протекающими в высокоуглеродистой перлитной стали при многоцикловом усталостном нагружении. При появлении магистральной усталостной трещины на графике распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции наблюдается ярко выраженный пик. Показана возможность контроля усталостной деградации сталей при циклическом нагружении в области многоциклового усталости.

Получены зависимости, описывающие изменение коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции для предельной петли и для частных петель магнитного гистерезиса от числа циклов нагружения (величины накопленной пластической деформации) при циклическом нагружении в области малоциклового усталости (упруго-пластическое деформирование) образцов из отожженной среднеуглеродистой (0,45 мас. % C) стали, которые свидетельствуют о чувствительности рассматриваемых характеристик к величине пластической деформации в области как больших, так и малых деформаций. Показана возможность контроля пластической деформации, накопленной при циклическом нагружении, по значениям магнитных параметров.

Работа выполнена при поддержке проекта № 12-П-1-1027 по программе Президиума РАН № 25.

Электронная сканирующая микроскопия и магнитные измерения выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Литература

1. Resistance of residual magnetization of heat-treated steel products of elastic deformations / E. S. Gorkunov, V. N. Novikov, A. P. Nichipuruk, V. V. Nassonov, A. V. Kadrov, I. N. Tatlybaeva // The Soviet Journal of Nondestructive Testing. – 1991. – № 2. – P. 138–145.
2. Development of a magnetic sensor for detection and sizing of internal pipeline corrosion defects / N. B. S. Gloria, M. C. L. Areiza, I. V. J. Miranda, J. M. A. Rebello // NDT&E International. – 2009. – Vol. 42, № 8. – P. 669–677.
3. Shah M. B., Bose M. S. C. Magnetic NDT technique to evaluate fatigue damage // Physica status solidi (a). – 1984. – Vol. 86, № 1. – P. 275–281.

4. Бабич В. К., Пирогов В. А. О природе изменения коэрцитивной силы при деформации отожженных углеродистых сталей // ФММ. – 1969. – Т. 28, вып. 3. – С. 447–453.
5. Горкунов Э. С., Смирнов С. В., Родионова С. С. Влияние пластической деформации при гидростатическом давлении на поврежденность и магнитные характеристики низкоуглеродистой стали 3сп // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 5. – С. 101–108.
6. Механические свойства и особенности разрушения при статическом растяжении высокоуглеродистой стали с перлитными структурами различного типа / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, В. М. Счастливцев, Т. И. Табатчикова, Л. Ю. Егорова // ФММ. – 2007. – Т. 104, № 5. – С. 542–555.
7. Структурные особенности поведения высокоуглеродистой перлитной стали при циклическом нагружении / А. В. Макаров Р. А. Саврай, В. М. Счастливцев, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева, Л. Ю. Егорова // ФММ. – 2011. – Т. 111, № 1. – С. 97–111.
8. Михеев М. Н., Горкунов Э. С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М. : Наука, 1993. – 252 с.
9. Jiles D. C. The effect of compressive plastic deformation of AISI 4130 steels with various mikrostruktures // J. Phys. D. Appl. Phys. – 1998. – № 21. – P. 1196–1204.
10. Kuleev V. G., Tsarkova T. P., Nichipuruk A. P. Specific features of the behavior of the coercive force in low-carbon plastically deformed steels // Russian Journal Of Nondestructive Testing. – 2005. – Vol. 41, no. 5. – P. 285–295. DOI: 10.1007/s11181-005-0168-8.
11. Kuleev V. G., Tsarkova T. P., Nichipuruk A. P. Effect of tensile plastic deformations on the residual magnetization and initial permeability of low-carbon steels // Russian Journal Of Nondestructive Testing. – 2006. – Vol. 42, no. 4. – P. 261–271. DOI: 10.1134/S1061830906040073.

ON AN APPROACH TO THE EVALUATION OF THE STRENGTH OF A SPATIAL ROD SYSTEM UNDER IMPACT LOADING

I. G. Emel'yanov, V. I. Mironov, A. V. Kuznetsov*

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34, Komsomolskaya st., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: Alekseikuz031082@rambler.ru; address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 (343) 375-35-73; fax: 374-53-30

An estimation formula for determining the force of interaction between the mass of an electric locomotive and an obstacle is obtained. To determine its parameters, a mathematical model describing the intense strain state of the cabin of an electric locomotive at arrival on an obstacle, including cellular elements, is developed. The loading in the cabin elements is evaluated by the elastic-plastic and dynamic model of material resistance to deformation.

Keywords: thin-walled elements, strength, impact interaction.

References

1. *Normy dlya rascheta i otsenki prochnosti nesushchikh elementov, dinamicheskikh kachestv i vozdeystviy na put ekipazhnoy chasti lokomotivov zheleznykh dorog MPS RF kolei 1520. Vveden* 12.01.1998 [Regulations for Calculating and Evaluating the Strength of the Supporting Members and Dynamic Properties of Locomotive Underframes and Their Effects on the Track (Gauge 1520) of the Railways under the Russian Ministry of Railways. Inst. 12.01.1998]. Moscow, FGUP VNIIZhT Publ., 1998. 145 p. (In Russian).
2. Danilenko D.V., Strelchenko A.N. Studying the impact strength of colliding vehicles. *TsNIITEI MPS. Zheleznodorozhnyy transport za rubezhom*, 2001, series II, iss. 1, pp. 47–49. (In Russian).
3. Demin K.P., Efimov V.P. The strength of colliding vehicles. *Zheleznye dorogi mira*, 2000, no. 4, pp. 32–36. (In Russian).
4. Kolmogorov V.L., Jonson U., Rid S.R., Korbett G.G. *Udarnoe nagruzhenie i razrushenie tverdykh tel* [Impact Loading and Fracture of Solids: a Review and a New Theory]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2006. 322 p. (In Russian).
5. Fomin V.M., Gulidov A.I., Sapozhnikov G.A. et al. *Vusokoskorostnoe vzaimodeistvie tel* [High-Speed Interaction of Bodies]. Novosibirsk, SO RAN Publ., 1999. 600 p. (In Russian).
6. Rakhmatulin Kh.A., Demyanov Yu.A. *Prochnost pri intensivnykh kratkovremennykh nagruzkakh* [Strength under Intensive Momentary Loads]. Moscow, Gos. izd-vo fiz.-mat. lit. Publ., 1961. 393 p. (In Russian).
7. Basov K.A. *ANSYS: Spravochnik polzovatelya* [ANSYS: User Manual]. Moscow, DMK Press Publ., 2005. 640 p. (In Russian).
8. Emelyanov I.G., Mironov V.I., Kuznetsov A.V. Evaluation of the stress state and lifetime of a shell structure. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin*, 2007, no. 5, pp. 57–65. (In Russian).
9. Emelyanov I.G., Kuznetsov A.V., Mironov V.I. A mathematical model describing the stress state of the cabin of a gas turbine locomotive encountering an obstacle. *Transport Urala*, 2013, no. 4 (39), pp. 71–74. (In Russian).

УДК 539.3–539.4

ОБ ОДНОМ ПОДХОДЕ К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ СТЕРЖНЕВОЙ СИСТЕМЫ ПРИ УДАРНОЙ НАГРУЗКЕ

И. Г. Емельянов, В. И. Миронов, А. В. Кузнецов*

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: Alekseikuz031082@rambler.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская 34, Екатеринбург, Российская Федерация; Телефон: +7 (343) 375-35-73; факс: 374-53-30

Получена оценочная формула для определения силы взаимодействия масс электроваза и препятствия. Для определения ее параметров разработана математическая модель, описывающая напряженно-деформированное состояние конструкции кабины электроваза при наезде на препятствие, в том числе и сотовых элементов. Дана оценка значений нагрузок в элементах кабины по упругопластической и динамической модели сопротивления материала деформированию.

Ключевые слова: тонкостенные элементы, прочность, ударное взаимодействие.

1. Введение

Эксплуатационное разрушение реальных конструкций, состоящих из множества элементов разного типа, сложно описать даже с привлечением самых современных вычислительных средств. Динамический характер нагрузок, возникающих при авариях и катастрофах таких объектов, еще более усложняет задачу. Однако на этапе конструкторской проработки различных технических объектов необходимо знать, как поведет себя объект при различных эксплуатационных нагрузках, в том числе нештатных (например ударных) нагрузках.

Цель данной работы состоит в разработке подхода к оценке напряженного состояния и прочности при ударной нагрузке пространственной балочно-стержневой системы, моделирующей кабину локомотива. На основе современных вычислительных средств разработана математическая модель, позволяющая оценить силу нагружения и напряженно-деформированное состояние конструкции кабины ТЭ8 локомотива 2ЭС6 при наезде на препятствие. Рассматривается новый вариант кабины, спроектированный в соответствии с действующими нормами [1] и с учетом опыта конструирования кабин.

Из анализа материалов ОАО «РЖД» и европейских железных дорог [2, 3] по аварийным столкновениям поездов известно, что при скорости соударения 20 км/ч сминается лобовая часть кабины локомотива до начала бокового окна, схода тележек с рельсов не наблюдается. При скорости соударения 40 км/ч смятие кабины захватывает и боковое окно, значительно уменьшается внутрикабинное пространство, особенно рабочей зоны локомотивной бригады, и типичным является защемление человека между пультом управления и креслом, травмирование при ударе об элементы конструкции кабины и органы управления, происходит сход локомотива с рельсов.

Ударное нагружение твердых тел и их разрушение – одна из актуальных проблем механики, которая бурно развивается с середины прошлого века [4, 5]. Для тел небольших размеров и простых форм (удар снарядом или бойком,ковка) существуют аналитические выражения и вычислительные программы (EURDYN-02, ASTARTE, DYNA-2D, DYNA-3D, AUTODIN), позволяющие оценить проникание и разрушение таких тел [4]. Для решения таких задач необходимо наличие информации по физико-механическим параметрам и скорости как ударяемого тела, так и мишени. Многие подходы по решению таких задач базируются на экспериментальных методах исследования.

Таким образом, при проектировании новой конструкции кабины локомотива необходимо обеспечить безопасность персонала при всех эксплуатационных нагрузках, в том числе при ударном нагружении (наезд на препятствие). При этом безопасность персонала и защита подвижного состава должны быть обеспечены в основном за счет прочности рамы, каркаса кузова, чтобы в случае столкновения деформации имели контролируемый характер, энергия поглощалась за счет пластических деформаций и разрушения буферных зон конструкции.

Например, буферное устройство кабины ТЭ8, защищающее силовой каркас, состоит из принимающей удар лобовой балки с элементами крепления и сотовых энергопоглощающих элементов (рис. 1). Лобовая балка 3, крепящие ее элементы 2 и набор сотовых элементов по замыслу конструкторов кабины должны при столкновении с преградой разрушиться, снижая ударную нагрузку на силовой пояс. При этом передняя балка пояса и боковые ригели 1 не должны получить значительных остаточных деформаций, защищая машиниста, приборную часть, верхнюю и нижнюю обвязку кабины.

В отличие от известных подходов по решению задач на удар, рассматриваемая задача осложняется тем, что информация по механическим параметрам и скорости препятствия (мишени) неизвестна. По требованиям нормативных документов [1] известны только обычные эксплуатационные нагрузки для кабин локомотивов, которые принимаются 3 g в продольном направлении и 1,25 g в вертикальном направлении (g – ускорение свободного падения). Таким образом, необходимо разработать математическую модель, позволяющую оценить силу нагружения и напряженное состояние конструкции кабины при наезде на препятствие с известными жесткостными и весовыми параметрами препятствия.

В оценочном расчете для решения этой задачи предлагается использовать статический подход, включая в общий алгоритм последовательность краевых задач, разграниченных условиями разрушения отдельных элементов конструкции. После разрушения «слабого звена» фиксируется значение нагрузки и элемент буферного устройства исключается из расчетной схемы для решения новой краевой задачи при возрастающей от нуля нагрузке. При этом нагрузка, при которой появится новое «слабое звено», может оказаться как больше, так и меньше нагрузки, зафиксированной в предыдущем решении. В первом случае следует действовать по алгоритму первого шага, а во втором возможно последовательное разрушение элементов буферного устройства.

В задачах на разрушение особенное значение имеет выбор модели и установление предельного состояния материала. С одной стороны, большие остаточные деформации кабины, наблюдаемые при авариях, определяют выбор модели упругопластического упрочняющегося материала. С другой стороны, известно, что разрушение образцов материала при динамических испытаниях носит упругохрупкий характер, а динамический предел текучести может на 30 % превышать статический предел прочности [6]. Поскольку расчет полей напряжений и перемещений реальных конструкций возможен только численными методами, то вторая модель имеет очевидные вычислительные преимущества.

Алгоритм расчета прочности и жесткости конструкции с последовательным исключением «слабого звена» реализован для кабины ТЭ8 с использованием суперкомпьютера «Уран» ИММ УрО РАН. Кабина машиниста локомотива представляет собой сложную пространственную конструкцию, собранную из большого количества гнутых профилей, обтянутых листами обшивки. Материал элементов каркаса и обшивки – сталь 3сп – имеет следующие служебные свойства: модуль упругости $E = 2 \cdot 10^5$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 240$ МПа, предел прочности $\sigma_B = 500$ МПа и коэффициент поперечной деформации $\nu = 0,3$.

Ориентировочно можно принять динамический предел текучести 650 МПа, а модуль упрочнения в упругопластической модели $E_1 = 6 \cdot 10^3$ МПа (кривая растяжения для данного материала представлена в виде билинейной кривой с модулями E и E_1).

Для определения напряженно-деформированного состояния такой кабины использован вычислительный комплекс ANSYS-14 [7]. Он позволяет исследовать сложные пространственные конструкции в линейной и физически нелинейной постановке [8, 9]. Поскольку все элементы кабины – тонкостенные конструкции, то в модели использован конечный элемент SHELL-181 и использована опция «большие перемещения».

В математической модели для определения напряженного состояния конструкции кабины в качестве определяющей нагрузки принята статическая горизонтальная единичная сила $Q_1 = 1$ кН, равномерно действующая на переднюю балку кабины. Эта нагрузка имитирует неизвестную нагрузку, которая возникает при столкновении с преградой. Кабина закреплена на четырех вертикальных и двух горизонтальных жестких опорах. Модель была несущественно упрощена для проведения расчетов без изменения основных геометрических размеров и состояла из 378458 конечных элементов. В модели не учитывались перфорация под клепки, болты и панели обшивки кабины. Исходная расчетная схема каркаса кабины представлена на рис. 1.

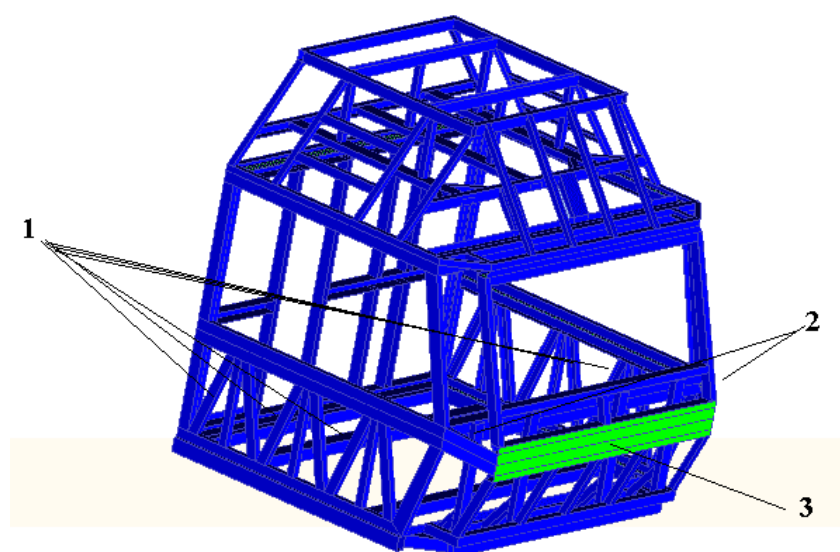


Рис. 1. Чертеж кабины, выполненный в приложении ANSYS

Первым «слабым звеном» оказались наклонные элементы обвязки кабины, в которых опасные напряжения появились при значении суммарной внешней нагрузки 120 кН. Удаление их расчетной схемы мало сказалось на ходе нагрузочной прямой, полученной при решении новой краевой задачи. При нагрузке 300 кН, рекомендованной для оценки прочности кабины, разрушились два центральных блока сотовых элементов. Удаление их расчетной схемы существенно снизило жесткость системы, но опасные напряжения в оставшихся сотовых элементах и лобовой балке возникают при нагрузке вдвое большей. Следовательно, прочность кабины при регламентированной нагрузке обеспечена, но буферное устройство будет частично разрушено. Суммарное перемещение в центре лобовой балки составило при этом 380 мм. Дальнейшее увеличение нагрузки (более 600 кН) приведет к неуправляемому разрушению кабины. На рис. 2 в изометрии показано продольное перемещение кабины w в миллиметрах от регламентированного значения $Q=30$ кН.

Оценив предельные нагрузки буферного устройства, необходимо определить силу взаимодействия локомотива с препятствием для установления степени ожидаемых повреждений. Сложность оценки силы взаимодействия кабины с препятствием заключается в неопределенности всех величин, характеризующих препятствие. На железнодорожном переезде вероятнее всего препятствием будет подвижное транспортное средство на пневмоколесном или гусеничном ходу (легковой автомобиль, грузовик, трактор, экскаватор, комбайн).

Масса препятствия может составлять, ориентировочно, от одной до десяти тонн. Скорость движения состава на переезде ограничена интервалом от 20 км/ч до 30 км/ч, или $5,56 \div 8,33$ м/с.

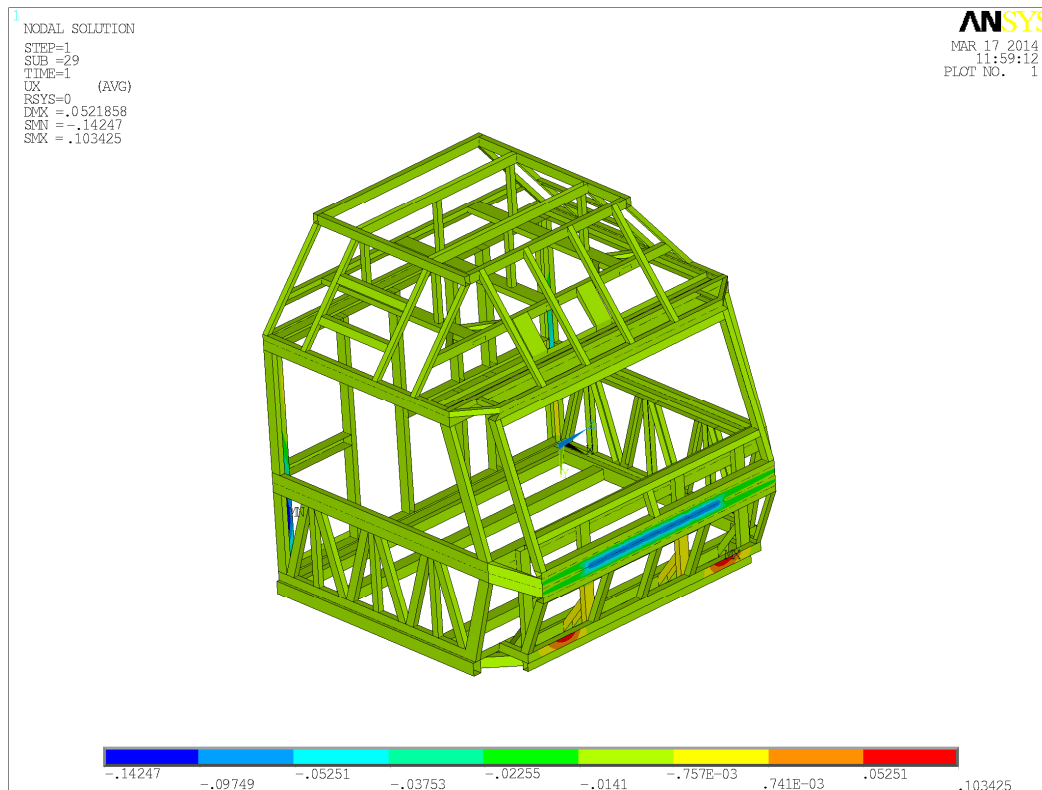


Рис. 2. Продольное перемещение (вдоль движения) кабины в миллиметрах

В динамической задаче по определению силы взаимодействия локомотива с препятствием использована двухмассовая расчетная схема (рис. 3), где m_1 – масса локомотива, m_2 – масса препятствия, P – тяговое усилие, F – искомая сила упругого взаимодействия, F_T – сила трения препятствия с поверхностью переезда. Эквивалентная жесткость пружины при последовательном соединении двух пружин жесткостью c_1 и c_2 определяется из выражения

$$c^{-1} = c_1^{-1} + c_2^{-1}, \quad (1)$$

где c_1 – жесткость кабины локомотива с буферным устройством, c_2 – жесткость препятствия (мишени). Имея решения краевых задач, нетрудно построить нагрузочные прямые для различных расчетных схем и найти по ним жесткость кабины c_1 . Для точного определения жесткости препятствия c_2 потребуется решение задачи о разрушении препятствия.

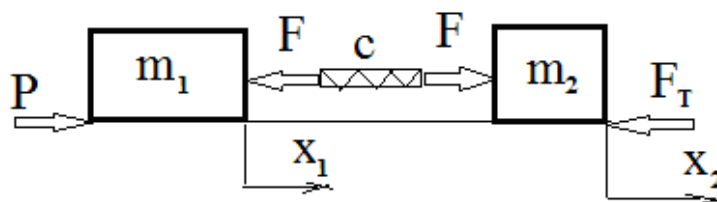


Рис. 3. Расчетная схема динамической задачи

Задача расчета силы взаимодействия F решается в два этапа, разделенные условием начала движения второй массы. На первом этапе имеем: $x_2 = 0$; $F \leq F_T$; скорость движения газотурбовоза $\dot{x}_1 = v = const$; перемещение первой массы $x_1 = vt$. Первый этап движения заканчивается при выполнении условия равенства сил упругости и трения $F = F_T$. Сила упругости в этот момент $F = cx_1 = cvt_{1K}$, а сила трения $F_T = m_2 gk$, где k – коэффициент сцепления препятствия с полотном переезда. Длительность первого этапа определится выражением $t_{1K} = m_2 gk / cv$.

Уравнения движения масс на втором этапе по второму закону Ньютона:

$$\begin{aligned} m_1 \ddot{x}_1 &= P - F; \\ m_2 \ddot{x}_2 &= F - F_T. \end{aligned} \quad (2)$$

Дифференцируя дважды по времени выражение для силы упругости $F = c(x_1 - x_2)$ и подставляя в него выражения ускорений из уравнений (2), выполнив стандартные замены, получим дифференциальное уравнение вынужденных колебаний

$$\ddot{F} + \omega^2 F = A, \quad (3)$$

где квадрат круговой частоты $\omega^2 = c \frac{m_1 + m_2}{m_1 m_2}$, а правая часть $A = c \frac{Pm_2 + F_T m_1}{m_1 m_2}$.

Начальные условия для решения неоднородного дифференциального уравнения с постоянными коэффициентами (3): $F_0 = F_T$; $\dot{F}_0 = c(\dot{x}_{10} - \dot{x}_{20}) = cv$.

Общее решение уравнения (3) имеет вид: $F = C_1 \cos \omega t + C_2 \sin \omega t + D$, где константа D есть частное решение неоднородного уравнения (3). Подставляя D в исходное уравнение, находим $D = A / \omega^2$. Постоянные интегрирования C_1, C_2 находятся из начальных условий.

Решение уравнения (3) дает искомое выражение для силы упругости

$$F = \frac{(F_T - P)m_2}{m_1 + m_2} \cos \omega t + \frac{cv(m_1 m_2)^{0,5}}{[c(m_1 + m_2)]^{0,5}} \sin \omega t + \frac{Pm_2 + F_T m_1}{m_1 + m_2}. \quad (4)$$

При торможении на переезде масса груженого состава значительно больше, чем масса препятствия ($m_1 \gg m_2$), и выражение (4) упрощается:

$$F = v\sqrt{cm_2} \sin \omega t + F_T.$$

Максимальная сила упругости при сделанных предположениях оценивается выражением

$$F_{\max} = v\sqrt{cm_2} + F_T. \quad (5)$$

Таким образом, для определения максимальной силы взаимодействия необходимо кроме скорости движения состава иметь информацию о весовых и жесткостных параметрах мишени m_2 , c_2 и коэффициенте сцепления k . В первом оценочном приближении из-за отсутствия информации о мишени положим: $k=0,5 \div 1$, $m_2=(10000 \div 20000)$ кг, $c_2=(0,3 \div 0,5)c_1$. Жесткость кабины ($c_1 = 2,1 \cdot 10^6$ Н/м) найдена по нагрузочной прямой, полученной при

решении второй краевой задачи. Эквивалентная жесткость по формуле (1) составит $c = (0,25 \div 0,40) \cdot 10^6 \text{ Н/м}$.

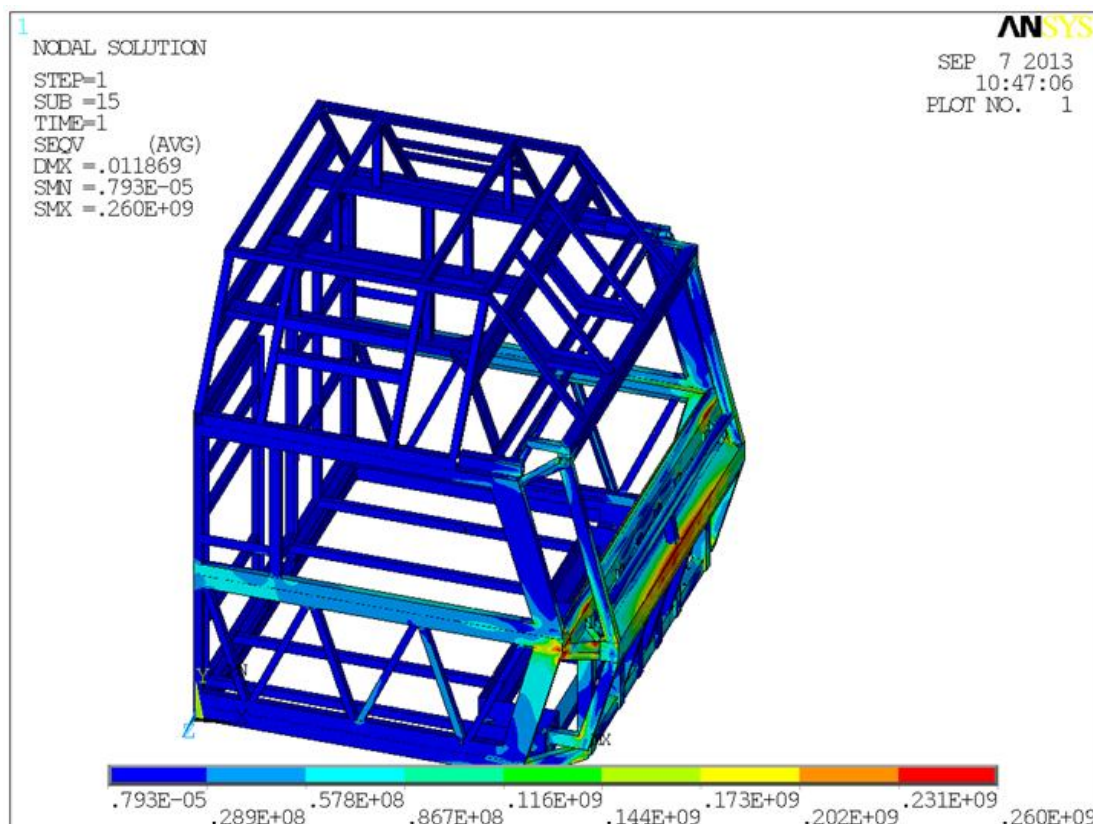


Рис. 4. Напряженное состояние новой кабины при суммарной нагрузке 340 кН (по Мизису)

Максимальная сила взаимодействия локомотива с препятствием по формуле (5) составит $F_{\max} = (300 \div 1050) \text{ кН}$. Регламентированная нормами расчета суммарная нагрузка на лобовую балку в 300 кН отвечает нижнему оценочному значению силы взаимодействия. Такая нагрузка неопасна для силового каркаса кабины, который, как отмечалось выше, может выдержать вдвое большую нагрузку (рис. 4). Если в качестве предельного напряжения принять динамический предел текучести, то суммарная нагрузка на лобовую балку в 1000 кН приведет к разрушению буферного устройства, но силовой каркас не разрушится. Чего нельзя утверждать при увеличении скорости движения более 30 км/ч, или при встрече локомотива с еще более тяжелым препятствием более жесткой конструкции.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных научных исследований Уральского отделения РАН, проект №15-10-1-22.

Литература

1. Нормы для расчета и оценки прочности несущих элементов, динамических качеств и воздействий на путь экипажной части локомотивов железных дорог МПС РФ колеи 1520. – Введ. 12.01.1998. – М. : ФГУП ВНИИЖТ, 1998. – 145 с.
2. Даниленко Д. В., Стрельченко А. Н. Исследование ударной прочности подвижного состава при столкновениях // ЦНИИТЭИ МПС. Железнодорожный транспорт за рубежом. – 2001. – Сер. II, вып. 1. – С. 47–49.
3. Демин К. П., Ефтов В. П. Прочность подвижного состава при соударении // Железные дороги мира. – 2000. – № 4. – С. 32–36.

4. Ударное нагружение и разрушение твердых тел / В. Л. Колмогоров, У. Джонсон, С. Р. Рид, Г. Г. Корбетт. – Екатеринбург : УрО РАН, 2006. – 322 с.
5. Высокоскоростное взаимодействие тел / В. М. Фомин, А. И. Гулидов, Г. А. Сапожников и др. – Новосибирск : СО РАН, 1999. – 600 с.
6. Рахматулин Х. А., Демьянов Ю. А. Прочность при интенсивных кратковременных нагрузках. – М. : Гос. изд-во физ.-мат. лит., 1961. – 393 с.
7. Басов К. А. ANSYS: Справочник пользователя. – М. : ДМК Пресс, 2005. – 640 с.
8. Емельянов И. Г., Миронов В. И., Кузнецов А. В. Определение напряженного состояния и ресурса оболочечной конструкции // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2007. – № 5. – С. 57–65.
9. Емельянов И. Г., Кузнецов А. В., Миронов В. И. Математическая модель, описывающая напряженное состояние кабины газотурбовоза при встрече с препятствием // Транспорт Урала. – 2013. – № 4 (39). – С. 71–74.

DETERMINING THE PLASTIC STRAIN RESISTANCE OF METALLIC MATERIALS ON AN AUTOMATED PLASTOMETRIC COMPLEX

A. I. Potapov*, S. V. Gladkovsky, E. A. Kokovikhin, D. R. Salikhyanov, D. A. Dvoynikov

Institute of Engineering Science, Ural Branch of Russian Academy of Science, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: potapov_ai@list.ru; address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 (343) 362-33-59; fax: +7 (343) 374-53-30

An overview of the main methods and equipment used to determine plastic strain resistance under compression tests is given. A testing technique for solid and build-up cylindrical specimens, as well as square cross-section ones, implemented on an automated plastometric complex is described in detail. The results of the evaluation of strain resistance obtained with the application of the developed methods for a large number of steels and alloys are presented.

Keywords: strain resistance, testing technique, tension, upset, plastometer, hardening curve for steels and alloys, carbide and alloy steels, titanium alloy.

References

1. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of Metals and Alloys]. Moscow, MISIS Publ., 2005. 432 p. (In Russian).
2. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. *Soprotivlenie plasticheskoy deformatsii metallov i splavov. Spravochnik* [Plastic strain resistance of Metals and Alloys. Reference book.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 352 p. (In Russian).
3. Dao M., Chollacoop N., Van Vliet K.J., Venkatesh T.A., Suresh S. Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. *Acta materialia*, 2001, vol. 49, pp. 3899–3918.
4. Bucaille J.L., Stauss S., Felder E., Michler J. Determination of plastic properties of metals by instrumented indentation using different sharp indenters. *Acta materialia*, 2003, vol. 51, pp. 1663–1678.
5. Konovalov D.A., Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I. Determination of strain resistance by results of indentation with conical indenters. *Izvestiya vuzov. Chornaya Metallurgiya*, 2007, no. 3, pp. 69–70. (In Russian).
6. Smirnov S.V., Smirnova E.O. A technique for determining the coefficients of the stress-strain diagram by nanoscratch test results. *Journal of Materials Research*, 2014, vol. 29, no. 16, pp. 1730–1736.
7. Potapov A.I., Mazunin V.P., Dvoynikov D.A., Kokovikhin E.A. A technique for studying strain resistance on a plastometric complex. *Promyshlennaya Laboratoriya*, 2010, no. 6, pp. 59–63. (In Russian).
8. Honeycombe R.W.K. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. [Plastic Deformation of Metals]. Moscow, Mir Publ., 1972. 406 p. (In Russian).
9. Mazunin V.P., Dvoynikov D.A. Increasing high-speed performance in the control of adjustable electric drives of mechanisms with elastic elements. *Electrotehnika*, 2012, no. 10, pp. 36–42. (In Russian).
10. Zyuzev A.M., Dvoynikov D.A. Realization of the structure of high-speed electromechanical systems by means of the microcontroller of a Siemens Simoreg 6RA70 direct current thyristor converter. *Elektrotekhnicheskie sistemy i komplekсы*, 2014, no. 4 (25), pp. 17–20. (In Russian).
11. Unksov E.P. *Inzhenernye metody rascheta usiliy pri obrabotke metallov davleniem* [Engineering Methods for Calculating Forces in Metal Forming]. Moscow, Mashgiz Publ., 1955. 280 p. (In Russian).

12. Migachev B.A. *Soprotivlenie deformatsii v mekhanike obrabotki davleniem* [Strain Resistance in the Mechanics of Metal Forming]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 1997. 176 p. (In Russian).
13. Konovalov A.V., Smirnov A.S. Identification of a strain resistance model by the results of compression tests. *Promyshlennaya Laboratoriya*, 2010, no. 1, pp. 53–56. (In Russian).
14. Konovalov A.V., Smirnov A.S. A visco-plastic model of strain resistance of steel 08Kh18N10T at a temperature of hot deformation. *Metally*, 2008, no. 2, pp. 55–59. (In Russian).
15. Sokolov L.D. On strain aging. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1962, vol. 14, no. 6, pp. 904–909. (In Russian).
16. Krocha V.A. *Uprochnenie metallov pri holodnoy plasticheskoy deformatsii. Spravochnik* [Hardening of Metals by Cold Plastic Deformation. Reference book]. Moskow, Mashinostroenie Publ., 1980. 157 p. (In Russian).
17. Unksov E.P., Johnson W., Kolmogorov V.L. et al. *Teoriya kovki i shtampovki. Uchebnoe posobie dlya studentov mashinostroitelnykh i metallurgicheskikh spetsialnostey vuzov* [Theory of Forging and Stamping. Tutorial for students of machine-building and metallurgical specialties of higher education institutions], 2-e izd. pererab. i dop [2nd edition revised and expanded]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1992. 720 p. (In Russian).
18. Stolyarov V.V. Tensile testing of nanostructural materials. *Promyshlennaya Laboratoriya*, 2008, no. 1, pp. 54–57. (In Russian).
19. Potapov A.I., Gladkovsky S.V., Kokovikhin E.A., Mazunin V.P. Determination of strain resistance in sheet materials. *Promyshlennaya Laboratoriya*, 2011, no. 6, pp. 52–56. (In Russian).
20. Loginov Ju.N., Potapov A.I., Shalaev N.A. Effect of temperature and strain rate on the hardening of titanium sponge. *Titan*, 2012, no. 3 (37), pp. 36–42. (In Russian).

УДК 620.162.2

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА АВТОМАТИЗИРОВАННОМ ПЛАСТОМЕТРИЧЕСКОМ КОМПЛЕКСЕ

А. И. Потапов*, С. В. Гладковский, Е. А. Коковихин, Д. Р. Салихьянов, Д. А. Двойников

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: potapov_ai@list.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская федерация. Телефон: +7 (343) 362-33-59, факс: +7 (343) 374-53-30

Представлен краткий обзор методик и установок для определения сопротивления пластической деформации при испытаниях на сжатие. Подробно изложена методика испытаний на автоматизированном пластометрическом комплексе ИМАШ УрО РАН с использованием сплошных и составных цилиндрических образцов, а также образцов квадратного поперечного сечения. Представлены результаты определения сопротивления деформации ряда сталей и сплавов с использованием разработанных методик.

Ключевые слова: сопротивление деформации, методика испытаний на сжатие, пластометр, кривые упрочнения сталей и сплавов, углеродистые и легированные стали, титановый сплав.

1. Введение

Сопротивление пластической деформации является важнейшей реологической характеристикой металлов и сплавов, определяющей энергосиловые параметры процессов обработки металлов давлением и характер течения металла, в частности распределение деформации по объему заготовки при её нагружении.

Информация о сопротивлении деформации в зависимости от степени, скорости и температуры деформирования необходима для практических расчетов конкретных технологических процессов ОМД и для компьютерного моделирования этих процессов, поэтому накопление базы данных по сопротивлению деформации различных металлов и сплавов в широком диапазоне изменения условий обработки актуально для исследователей.

В процессе холодной пластической деформации металлов и сплавов происходит их деформационное упрочнение или повышение сопротивления деформации σ_s , в результате чего продолжение деформации возможно лишь при увеличении приложенного напряжения.

Состояние упрочненного (наклепанного) металла термодинамически неустойчиво, и при нагреве в металле происходят процессы разупрочнения, основными из них являются возврат и полигонизация, а при высоких температурах – рекристаллизация (первичная, собирательная и вторичная), при которых частично или полностью восстанавливаются структура и свойства деформированного металла [1]. Для некоторых металлов и сплавов при определенных температурно-скоростных условиях деформации может происходить разупрочнение уже в процессе деформирования (динамическое разупрочнение).

Характер кривых течения или зависимости сопротивления деформации σ_s от степени деформации ϵ может различаться для разных по составу металлов и сплавов и в значительной мере зависит от температуры и скорости их нагружения [2]. Кривые течения можно разделить на четыре основных типа (рис.1).

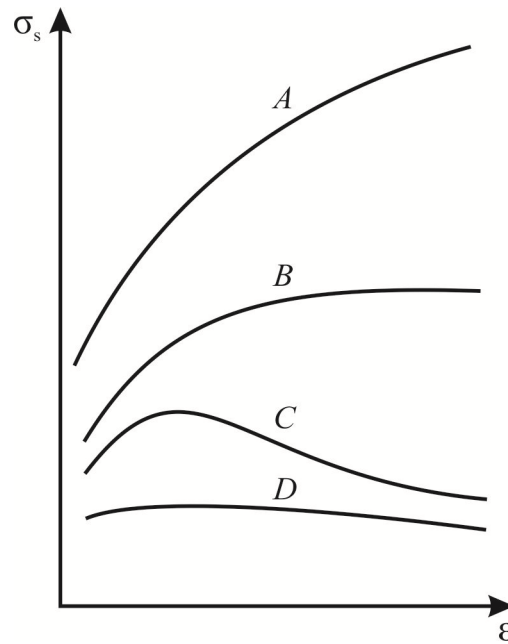


Рис. 1. Возможные варианты кривых течения металлов и сплавов при различных температурно-скоростных условиях деформации

На начальном этапе всех кривых имеет место более-менее интенсивное деформационное упрочнение. Для кривых типа *A* (см. рис.1) характерно наличие упрочнения на всем протяжении нагружения. При этом коэффициент упрочнения несколько снижается за счет процессов динамического возврата, полигонизации и теплового эффекта пластической деформации. Подобный вид кривых упрочнения характерен для динамического нагружения в условиях холодной, теплой, а иногда и горячей деформации, если металл разрушается раньше, чем на кривых $\sigma_s - \epsilon$, достигается область устойчивого течения.

Для кривых типа *B* сопротивление деформации по ходу нагружения постепенно стабилизируется (достигается установившаяся стадия течения), в металле более интенсивно проходят процессы динамического разупрочнения.

Наиболее характерным видом кривых течения металлов в условиях теплой и горячей деформации является кривая типа *C* с ярко выраженным максимумом значений σ_s . У кривых типа *C* с ростом степени деформации в дополнение к динамическому возврату и полигонизации начинается и происходит динамическая рекристаллизация, что обуславливает снижение уровня σ_s . В каждом конкретном случае ход кривой определяется также соотношением скоростей деформации и процессов полигонизации или (и) рекристаллизации.

При определенных условиях деформирования ряд сталей ведут себя как жесткопластические тела без заметного упрочнения (кривая типа *D*), например, среднеуглеродистые низколегированные стали при высоких температурах порядка 1200 – 1250 °C и низких скоростях деформации.

Сопротивление деформации принято определять при одноосном напряженном состоянии металла. Кроме того, в процессе испытания обеспечивают, как правило, постоянство температуры и скорости деформации образцов. Все это позволяет сравнивать результаты испытаний, полученные в разных работах на различном оборудовании, и согласно гипотезе *единой кривой* использовать эти результаты для расчетов более сложных по напряженно-деформированному состоянию процессов обработки давлением.

В практике исследований используются следующие методы определения сопротивления деформации: одноосное растяжение и сжатие (осадка), кручение и изгиб образцов [2].

Следует отметить также методы восстановления кривой сопротивления деформации по результатам индентирования. Так, в работе [3] описан алгоритм отыскания параметров

кривой упрочнения методом одиночного внедрения острого индентора (пирамид Берковича, Виккерса или конического индентора). В работе [4] метод был развит для определения диаграммы деформационного упрочнения по результатам вдавливания нескольких инденторов с разными углами при вершине. В работе [5] для построения диаграмм деформационного упрочнения использовали различные типы инденторов – конусы с разными углами конусности, а в работе [6] предложен метод восстановления кривой деформирования по результатам вдавливания и царапания индентором Берковича.

Наиболее распространенным методом определения сопротивления деформации является метод сжатия (осадки) образцов. Достоинством этого метода является близость схемы деформации с основными процессами ОМД (ковкой, штамповкой, прокаткой, прессованием) как по напряженному, так и деформированному состоянию металла. Экспериментальное определение σ_s методом сжатия (осадки) осуществляется, как правило, на специальном оборудовании – пластометрах. Различные конструкции кулачковых и торсионных пластометров описаны в работе [2].

Большее распространение получили кулачковые пластометры, обеспечивающие заданное изменение (или постоянство) скорости деформирования образца в процессе испытания. Такого типа пластометры были установлены и работали в МИСИС (Москва), на Уралмашзаводе (Екатеринбург), в ЧПИ (Челябинск), в г. Добра (Чехия) и др. [2]. С использованием перечисленных пластометров получены данные по сопротивлению деформации большого числа сталей и сплавов при однократном и дробном нагружении.

В девяностые и более поздние годы в распоряжении отечественной науки появились универсальные испытательные машины типа «Инстрон» различных модификаций, работающие как на растяжение, так и на сжатие. Например, испытательные машины серии 5900 обеспечивают высокую точность и надежность при испытаниях на растяжение, сжатие и сдвиг с усилием до 50 кН (серия 5940) и до 600 кН (серия 5980) в диапазоне скоростей от 5^{-5} до 1016 мм/мин в зависимости от модели. Точность измерения нагрузки $\pm 0,5\%$.

Следует также отметить зарубежные испытательные модули Pocket Jaw (усилие до 100 кН, скорость деформирующего инструмента до 2000 мм/с), Hydrowedge II (усилие сжатия до 200 кН, скорость деформации при ударных испытаниях до 100 с^{-1}), универсальные испытательные машины фирмы Zwick/Roell (Германия), позволяющие проводить испытания на сжатие, растяжение и трехточечный изгиб в диапазоне нагрузок от 2 кг до 25 т при температурах 40 – 1200 °С и скоростях перемещения инструмента от 0,0005 до 600 мм/мин.

В последние годы широкое распространение получают универсальные установки «Gleeble» фирмы «Dynamic System Inc» (США). Установки позволяют проводить горячие и теплые испытания как на растяжение (силой 100 кН), так и на сжатие (силой 200 кН) со скоростью деформации от 10^{-3} до 10^3 с^{-1} . Нагрев до температуры испытания (1750 °С max) может осуществляться со скоростью до 10000 °С/с пропусканием тока через образец (контактным способом). Указанный способ нагрева обуславливает существенную неравномерность нагрева по длине испытуемых образцов и требует дополнительных приемов выравнивания температуры. Следует отметить также очень высокую стоимость установок типа «Gleeble» и энергоемкость проведения исследований на этих установках.

2. Пластометрический комплекс ИМАШ УрО РАН

В Центре коллективного пользования (ЦКП) «Пластометрия» Института машиноведения (ИМАШ) УрО РАН для определения сопротивления пластической деформации металлических материалов в течение ряда лет успешно используется пластометр кулачкового типа [7] с рабочей силой до 500 кН, позволяющий с высокой степенью достоверности определять сопротивление деформации металлов и сплавов методом осадки в диапазоне степеней деформации ϵ от 5 до 80 % со скоростью ξ деформации от 10^{-2} до 10^2 с^{-1} при температурах T от 20 до 1400 °С. Общий вид пластометра представлен на рис. 2. Пластометр имеет замкну-

тую станину высокой жесткости, что обеспечивает высокую точность и надежность результатов испытаний [8].

С целью повышения точности воспроизведения заданных режимов экспериментов, расширения диапазона параметров испытаний и повышения достоверности результатов испытаний была проведена модернизация пластометра, в результате которой был создан автоматизированный пластометрический комплекс с новой тиристорной системой управления электроприводом Simoreg 6RA70 фирмы Сименс, включающей гибкую настройку параметров контуров управления по критериям быстродействия и демпфирования колебаний в механизме [9, 10], а также цифровой системой сбора и обработки данных, поступающих с датчиков усилий и перемещения, с использованием АЦП PCI-1713 фирмы Advantech и персонального компьютера.



Рис. 2. Общий вид кулачкового пластометра ИМАШ УрО РАН

В состав комплекса входят:

а) пластометр Лысьвенского метзавода, модернизированный в части привода вращения кулачкового вала. Наряду с увеличением мощности двигателя привода в 4 раза (до 90 кВт) введен в работу широкодиапазонный реверсивный тиристорный преобразователь Simoreg 6RA70 (Siemens) с цифровыми программируемыми регуляторами, благодаря чему скорость вращения кулачкового вала поддерживается с отклонением не более $\pm 0,5\%$ от заданной при любой нагрузке;

б) электропечь высокотемпературная камерная ПВК-1,4-25 с карбид-кремниевыми нагревателями КЭН-АПС и с термоконтроллером ТК10-1-2Р для нагрева образцов с погрешностью $\pm 0,5^\circ\text{C}$ в диапазоне $400\text{--}1400^\circ\text{C}$;

в) система сбора и обработки информации на базе АЦП PCI-1713 и персонального компьютера с программным обеспечением GeniDAQ. В GeniDAQ на базе стандартных функций реализуются циклы сбора информации 5 мс и более, что используется при малых скоростях испытаний, для циклов сбора информации до 0,01 мс в ИМАШ дополнительно разработан пакет WinDAQ;

г) быстродействующие датчики и измерительные устройства: тахометр привода ТМГ-30П, мессдозы до 500 кН на основе тензометрического моста (погрешность до 250 Н при

500 кН), резисторный измеритель перемещения ползуна – ходомер (ход до 15 мм) с погрешностью 16 мкм (ИМАШ).

Устройство рабочей (силовой) части пластометра представлено на рис. 3, где обозначены: 1 – станина, 2 – кулачковый вал, 3 – кулачковая обойма, в которой могут быть установлены четыре кулачка 4, 5 – нажимной ролик, 6 – ползун, 7 – испытуемый образец в контейнере, 8 – ходомер, 9 – мессдоза, 10 – клиновой регулировочный механизм, 11 – профильный диск, 12 – датчик включения компьютерной записи процесса осадки, 13 – подушка подшипника скольжения кулачкового вала, 14 – возвратные пружины для ползуна.

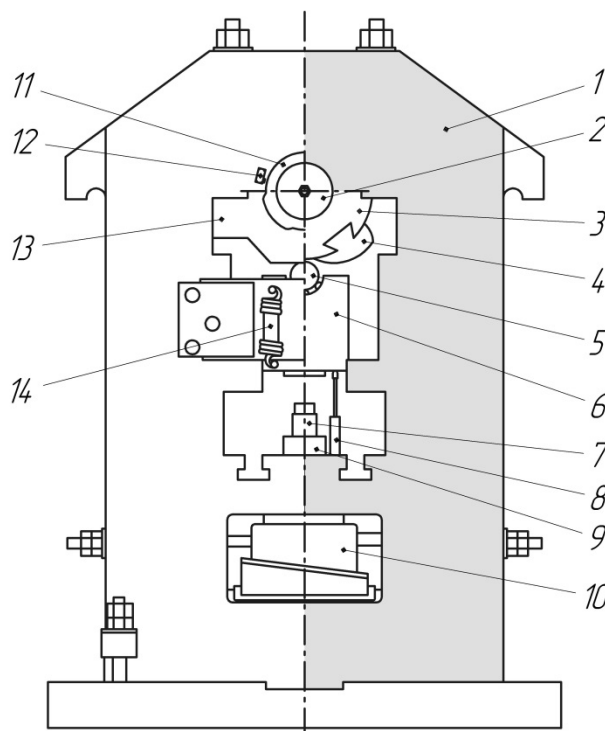


Рис. 3. Устройство силовой части пластометра ИМАШ УрО РАН (обозначения в тексте)

После включения муфты сцепления установленный на кулачковом вале 2 профильный кулачок 4 при вращении вала давит на ролик 5 и перемещает вниз ползун 6, который бойками деформирует образец, находящийся в контейнере 7. Сила осадки измеряется мессдозой 9. По окончании осадки ползун возвращается в исходное положение пружинами 14. Все перечисленное монтируется в массивной станине 1 высокой жесткости. На случай заклинивания образца предусмотрен клиновой механизм 10.

3. Методика и результаты испытаний на осадку объемных цилиндрических образцов

Образцы испытываются при постоянной температуре и скорости деформации при осадке. С целью обеспечения постоянства температуры в процессе выдачи из печи и в процессе осадки образцы помещают в трубчатый контейнер между двумя деформирующими бойками, а пространство между образцом и стенкой контейнера заполняют каолиновой ватой (рис. 4).

Нагрев образцов в зависимости от температуры нагрева (100–1250 °С) осуществляется в течение 58–15 минут (табл. 1) после посадки в электрическую печь, разогретую до заданной температуры.

Таблица 1 – Время нагрева образца τ до заданной температуры испытания T

$T, ^\circ\text{C}$	200	400	600	800	900	1100	1200	1250
$\tau, \text{мин}$	48	39	31	25	23	18	17	15

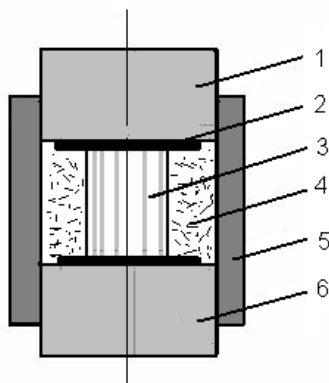


Рис. 4. Контейнер с образцом для нагрева и испытания: 1 – верхний боек; 2 – смазка; 3 – испытуемый образец; 4 – теплоизоляция (каолиновая вата); 5 – контейнер (труба); 6 – нижний боек

Постоянство заданной скорости деформации в процессе осадки, как отмечалось выше, обеспечивается приводом и профилем кулачка. Выбор настроек пластометра для выбранной скорости при проведении экспериментов осуществляется по табл. 2. Скорость деформации, как следует из табл. 2, определяется типом передачи (ременная или цепная) от двигателя к кулачковому валу, скоростью вращения двигателя $n_{\text{дв}}$ и профилем кулачка. В практике исследований используются два кулачка (см. табл. 2), которые позволяют осуществлять осадку образцов со скоростью деформации в пределах от 0,01 до 100 с^{-1} .

Таблица 2 – Настройка пластометра в зависимости от заданной скорости деформации

Кулачок для малых скоростей деформации № 2				Кулачок для больших скоростей деформации № 1			
Цепная передача		Ременная передача		Цепная передача		Ременная передача	
$n_{\text{дв}}, \text{об/мин}$	$\xi, \text{с}^{-1}$	$n_{\text{дв}}, \text{об/мин}$	$\xi, \text{с}^{-1}$	$n_{\text{дв}}, \text{об/мин}$	$\xi, \text{с}^{-1}$	$n_{\text{дв}}, \text{об/мин}$	$\xi, \text{с}^{-1}$
5,2	0,01	15,2	1,0	24	0,1	7,1	1,0
52	0,1	152	10,0	240	1,0	71	10,0
520	1,0	1520	100,0	1200	5,0	706	100,0

Способ установки заданной скорости варьируется в зависимости от конкретной задачи. Так, например, осадка со скоростью деформации 1 с^{-1} может быть осуществлена с использованием кулачка № 2 и цепной (при $n_{\text{дв}} = 520$ об/мин) или ременной передачи ($n_{\text{дв}} = 15,2$ об/мин).

Если же на пластометре установлен кулачок № 1, то та же скорость может быть получена с использованием цепной передачи при $n_{\text{дв}} = 240$ об/мин или ременной передачи при $n_{\text{дв}} = 7,1$ об/мин.

Поскольку скорость деформации при осадке определяется как $\xi = v/h$, где v – скорость перемещения ползуна (мм/с) и h – высота образца (мм) в текущий момент, постоянство скорости деформации будет зависеть как от профиля кулачка, так и от исходной высоты осаживаемого образца. В связи с этим каждый вновь изготовленный кулачок проходит проверку на зависимость фактического хода ползуна от угла поворота кулачкового вала, на основании

которой строится график изменения скорости деформации $\dot{\epsilon}$ по ходу осадки образцов различной исходной высоты.

В качестве примера на рис. 5 представлено изменение скорости деформации $\dot{\epsilon}$ по ходу осадки образцов различной исходной высоты h_0 (цифры у кривых, мм) в зависимости от угла поворота кулачкового вала (кулачок № 1). Скорость деформации рассчитана для случая вращения вала со скоростью 1 град/с.

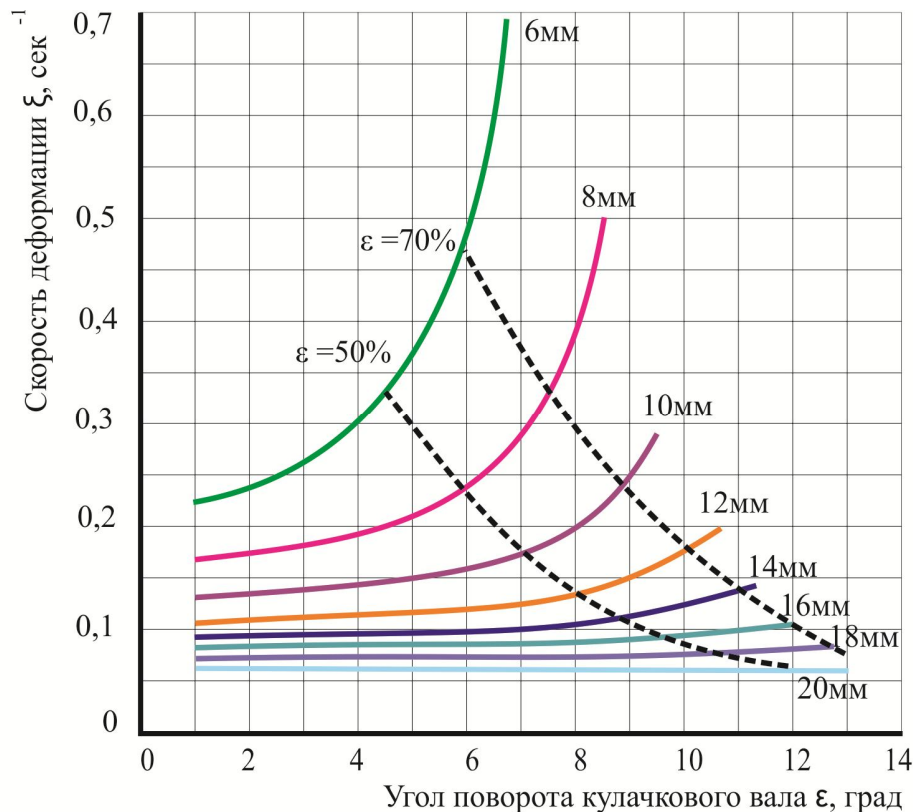


Рис. 5. Изменение скорости деформации $\dot{\epsilon}$ по ходу осадки образцов различной исходной высоты h_0 в зависимости от угла поворота кулачкового вала (кулачок № 1)

Из анализа графика следует, что при использовании данного кулачка наилучшее постоянство скорости деформации обеспечивают образцы высотой 16–20 мм при степени осадки ϵ до 70 %, и образцы высотой 14–20 мм при ϵ до 50 % от исходной высоты. Представленными данными руководствуются при выборе исходной высоты образцов для испытаний. Начальный диаметр образцов обычно выбирается из условия $d_0 = (1-0,7) h_0$. Согласно [11] соотношение h_0/d_0 образца в пределах 1,0–1,5 обеспечивает минимальный коэффициент напряженного состояния n_σ , близкий к единице ($n_\sigma = 1,0-1,02$). В этом случае удельное давление при осадке примерно равно сопротивлению деформации материала образца ($p \approx \sigma_s$).

Для снижения трения на торцах и обеспечения напряженного состояния металла, близкого к одноосному сжатию, применяются смазки, состав которых подбирается в зависимости от температуры испытания [12]. Специальными опытами было установлено, что, например, при температурах 100–300 °С эффективно работает смесь барды сульфитного щелока с графитом, при 400–700 °С – поваренная соль, замешанная на жидком стекле, при температурах 800–900 °С – молотое оконное стекло, при более высоких температурах – стекла более сложного состава.

В ряде случаев, несмотря на указанный выше выбор геометрии образцов, при применении неэффективной смазки имеет место бочкообразование на боковой поверхности осажённого образца, изменяющее напряжённое состояние металла с одноосного на объёмное. Это приводит к ошибке в определении сопротивления деформации (к некоторому завышению уровня σ_s).

В целях уменьшения этой ошибки в работах [13, 14] предложен метод идентификации кривых течения $\sigma_s(\epsilon)$, основанный на итерационном применении компьютерного моделирования процесса осадки образца и корректировки кривых упрочнения. Применение метода позволило уменьшить невязку расчетных и опытных значений силы деформирования. В этом методе при сжатии образцов коэффициент трения на контакте образца с деформирующим бойком определяется из условия наименьшего отклонения опытных и расчетных значений максимального и минимального диаметров боковой поверхности образца. Метод позволяет получать кривые течения в условиях, близких к одноосному сжатию (при минимальном трении на контакте образца и деформирующего бойка) независимо от фактических условий трения на контакте.

Сила осадки образца в экспериментах определяется мессдозой на основе тензометрического моста, которая перед каждой серией испытаний подвергается тарировке с использованием образцового манометра типа ДОСМ и компьютера. Пример компьютерной записи процесса осадки образца круглого сечения из стали 25ГС при температуре 800 °С приведен на рис. 6, где обозначены: 1 – график перемещения ползуна с бойком (шкала для ходомера справа); 2 – график изменения силы осадки (шкала для мессдозы слева); 3 – шкала временных точек отсчета.

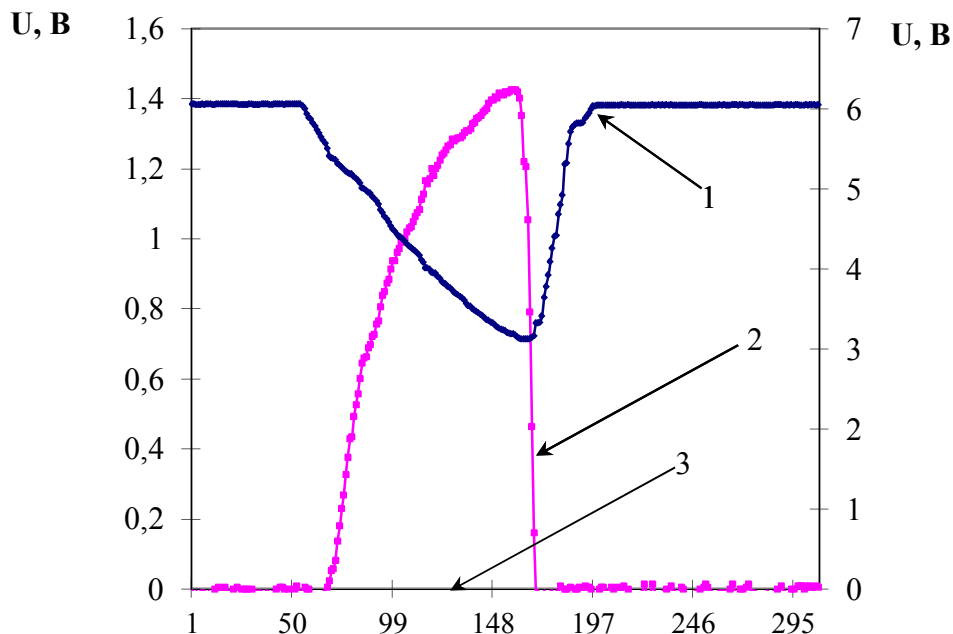


Рис. 6. Пример компьютерной записи процесса осадки образца (обозначения – в тексте)

Эти графики являются основой для построения кривых упрочнения исследуемых сталей и сплавов по специальной программе, разработанной в ИМАШ. Программа предусматривает получение зависимости $\sigma_s = f(e)$, где e – логарифмическая деформация, определяемая как $e = \ln h_0/h_1$, где h_1 – высота образца после осадки. Расчет сопротивления деформации в программе производится по формуле $\sigma_s = P/F$, где P – измеренная сила, F – расчетная площадь поперечного сечения в данный момент времени. Вывод результатов (кривых течения) осуществляется в формате Microsoft Excel.

Для перевода показаний мессдозы и ходомера в вольтах U в единицы силы (кН) или перемещения (мм) используются результаты их тарировки, по которой определяется, в частности, коэффициент k в формуле $P = kU$.

С использованием представленной выше методики проведено исследование сопротивления деформации ряда сталей и сплавов в широком диапазоне скоростей деформирования ξ (от 0,1 до 70 с⁻¹) при температурах холодной (20 – 400 °С), теплой (500 – 700 °С) и го-

рячей (800 – 1250 °С) деформации. В частности, проведено испытание армко-железа, углеродистых сталей марок 10, 20 и 50, сталей для арматуры 08Г2С, 25ГС, 35Г2, мартенситно-старееющих сталей 03Х11Н10М2Т1 (ЭП679) и типа 03Х14Н10К5М2ЮТ с варьированием химического состава, титановых сплавов ВТ6, ВТ8, ВТ3-1, ВТ20, ВТ22 и др.

Сталь 20 (0,24 % С, 0,18 % Si, 0,57 % Mn, 0,11 % Ni, 0,12 % Cr) подвергалась испытанию при температурах холодной и теплой деформации (20, 100, 200, 300, 400, 500 и 600 °С) и скоростях деформации $\xi = 0,5; 1,0; 10,0$ и 70 с^{-1} . В качестве примера на рис. 7 представлены кривые течения стали 20 при температурах 20, 200, 400 и 600 °С.

Общей закономерностью кривых течения стали 20 является уменьшение интенсивности упрочнения с ростом степени деформации и с повышением температуры. При комнатной температуре (см. рис. 7 а) характер кривых течения меняется с увеличением скорости деформации. При малых скоростях идет монотонное упрочнение металла с увеличением сопротивления деформации в процессе всего обжатия образца, а максимальное значение σ_s достигается лишь в конце процесса. С увеличением скорости упрочнение на начальном этапе осадки идет все более интенсивно, а к концу процесса осадки возможно динамическое разупрочнение металла со снижением величины σ_s . При степени деформации $e = 0,7$ величина σ_s практически одинакова для всех скоростей. Аналогичный ход кривых упрочнения был установлен нами ранее [7] для армко-железа и углеродистых сталей марок Ст3 и 50.

При низких температурах 20, 100 и 200 °С на кривых течения наблюдается зуб текучести, который отсутствует при более высоких температурах. Зуб текучести – по сути, резкое снижение напряжения перед появлением пластической деформации. Он имеет дислокационное происхождение. Отметим, что фиксирование зуба текучести на кривых течения согласно [8] свидетельствует о высокой надежности методики и достоверности результатов испытаний, в том числе получаемых на пласометрическом комплексе ИМАШ УрО РАН.

При температурах 400 – 600 °С с повышением скорости деформации величина σ_s возрастает. На кривых течения при температуре 200 °С, при которой начинаются процессы *деформационного старения* металла [15] возможна обратная зависимость сопротивления деформации от скорости деформации.

Полученные нами результаты исследования (кривые течения) стали 20 хорошо согласуются с данными Бюхлера, приведенными в работе [16], для углеродистой стали С15 (0,15 % С, 0,47 % Mn, 0,30 % Si), которая была испытана при температурах 20, 200, 300 и 500 °С со скоростями деформации 0,25; 1,6; 8,0 и $40,0 \text{ с}^{-1}$.

Зависимость сопротивления деформации стали 20 от температуры при разных скоростях деформации, представленная на рис. 8, свидетельствует о том, что увеличение скорости деформации сдвигает максимум величины σ_s в сторону более высоких температур. По этой причине для температур теплой деформации в интервале 200 – 300 °С может нарушаться классическое (обычное) снижение сопротивления деформации с повышением скорости. Отметим, что аналогичный результат был получен Л. Д. Соколовым [15], который объясняет этот факт *деформационным старением* сталей при температурах около 200 – 400 °С. В этом интервале температур металл имеет также *провал* пластичности. Это явление известно в литературе как *синеломкость* [17]. Оно характерно, в частности, для перлитных сталей, к которым относится сталь 20.

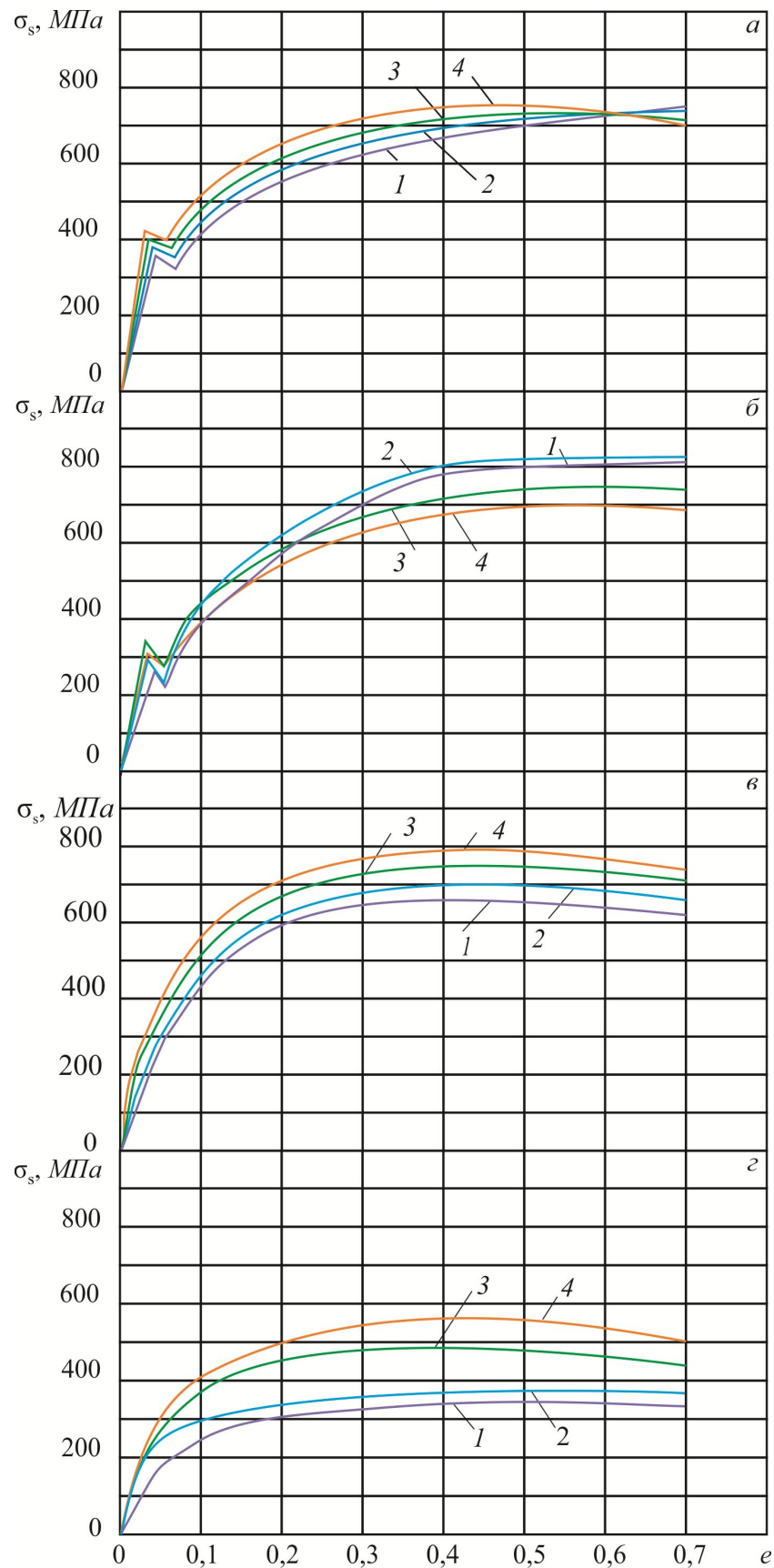


Рис. 7. Кривые течения стали 20 в зависимости от степени e и скорости деформации ($1 - 0,5 \text{ c}^{-1}$, $2 - 1 \text{ c}^{-1}$, $3 - 10 \text{ c}^{-1}$, $4 - 70 \text{ c}^{-1}$) при температурах 20 (а), 200 (б), 400 (в) и 600 °C (г)

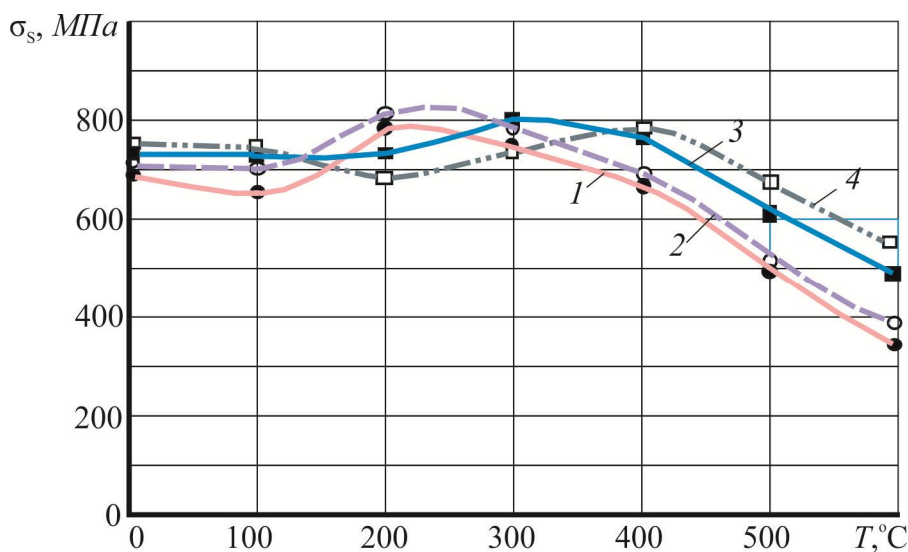


Рис. 8. Зависимость сопротивления деформации стали 20 от температуры испытания и скорости деформации ξ (1 – $0,5 \text{ c}^{-1}$, 2 – 1 c^{-1} , 3 – 10 c^{-1} , 4 – 70 c^{-1}) при степени деформации $e = 0,45 \pm 0,05$

На рис. 9 и 10 приведены результаты исследования* сопротивления деформации мартенситно-старееющих сталей типа X15H10K6M3TЮ при температурах холодной, теплой и горячей деформации и скорости деформации $\xi = 1 \text{ c}^{-1}$. Химический состав сталей представлен в табл. 3.

Таблица 3 – Химический состав исследованных мартенситно-старееющих сталей

№ плавки	Содержание элементов, масс. %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	Ti	Al
1	0,08	0,29	0,18	14,56	9,8	2,75	5,64	0,47	0,72
2	0,05	0,23	0,21	14,8	9,55	2,81	5,46	0,53	0,85

* Результаты получены в рамках совместной работы с д.т.н., проф. Л.А.Мальцевой (УрФУ им. первого Президента России Б.Н.Ельцина)

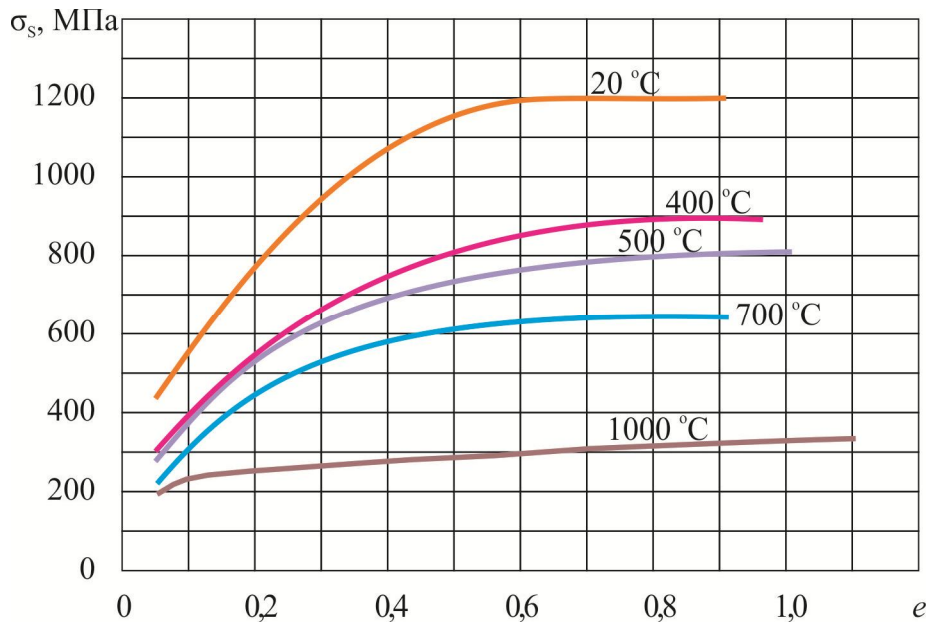


Рис. 9. Кривые течения мартенситно-старееющей стали плавки 1 (табл. 2) при различных температурах

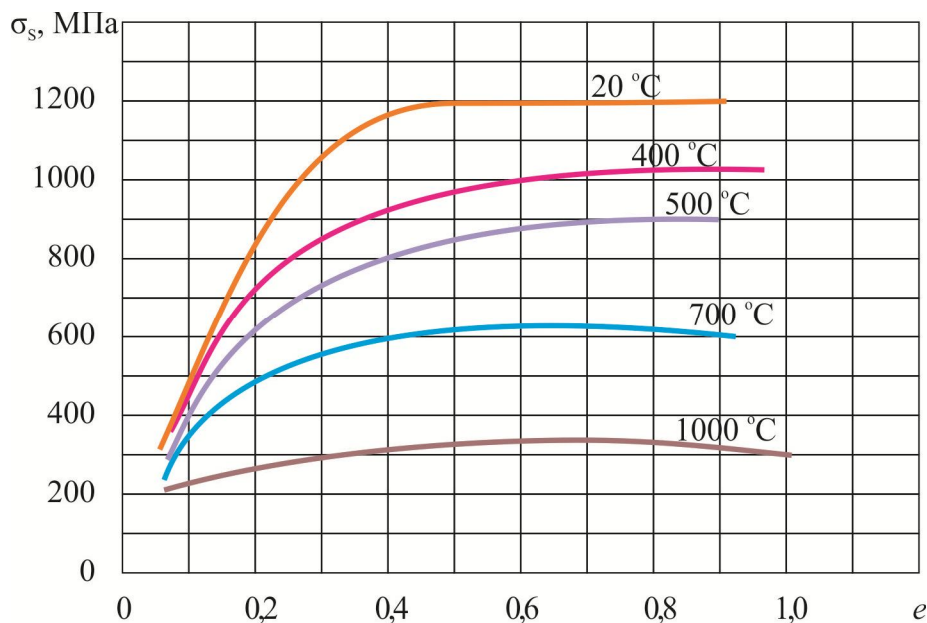


Рис. 10. Кривые течения мартенситно-старееющей стали плавки 2 (табл. 2) при различных температурах

Анализ и сопоставление кривых течения свидетельствуют о том, что они являются типичными для сталей такого класса. Исследуемые мартенситно-старееющие стали отличаются относительно высоким уровнем сопротивления деформации при всех температурах испытания (при холодной, теплой и горячей деформации). Наибольшее упрочнение металла всех плавов, естественно, имеет место при холодной деформации (20 °C). После достижения некоторого максимума возможно снижение σ_s за счет процессов динамического разупрочнения. При теплой деформации (400–700 °C) упрочнение металла плавки 2 идет также достаточно интенсивно. И только при горячей деформации (1000 °C) уровень σ_s остается низким и практически неизменным при увеличении степени деформации до $e = 1$. Для обоих составов

существенное снижение уровня σ_s имеет место при температуре 700 °С. При этой температуре уже возможна практическая реализация тепловой деформации сталей.

4. Методика и результаты испытаний на осадку составных цилиндрических образцов

Для расчета усилий и других энергосиловых параметров таких процессов, как накопительная пакетная прокатка, прокатка слоистых металлических материалов, необходима информация о сопротивлении деформации материала отдельных слоев или пакета в целом. С учетом гипотезы *единой кривой* данные о сопротивлении деформации могут быть взяты из результатов испытания на растяжение листовых образцов. Однако имеются экспериментальные данные [18], показывающие, что при переходе от массивных к тонким листовым образцам механические свойства металлов и сплавов существенно меняются. Поэтому в ряде случаев целесообразно определение сопротивления деформации путем осадки объемных составных образцов, сформированных из листовых заготовок.

С этой целью в качестве метода определения сопротивления деформации листовых материалов разработана и предложена осадка объемных цилиндрических образцов [19], составленных из листовых шайб (рис. 11), которые могут быть изготовлены вырубкой из листового материала в специальном устройстве (вырубном штампе).



Рис. 11. Общий вид составного цилиндрического образца перед испытанием

В работе [19] на основе сравнения результатов испытаний сплошных и составных образцов из материала одного химического состава установлена правомерность использования предложенного нами метода осадки составных образцов для определения величины σ_s листового материала.

В качестве примера на рис. 12 представлены кривые упрочнения стали Ст3, а на рис. 13 – титанового сплава ВТ3-1, полученные по результатам испытаний сплошных и составных образцов, изготовленных для чистоты эксперимента из одних и тех же заготовок (шайбы для составных образцов были выточены на токарном станке). Из анализа графиков видно хорошее совпадение кривых упрочнения и значений σ_s , полученных при испытаниях сплошных и составных образцов. Данные получены при скорости деформации $\dot{\xi} = 1,0 \text{ с}^{-1}$.

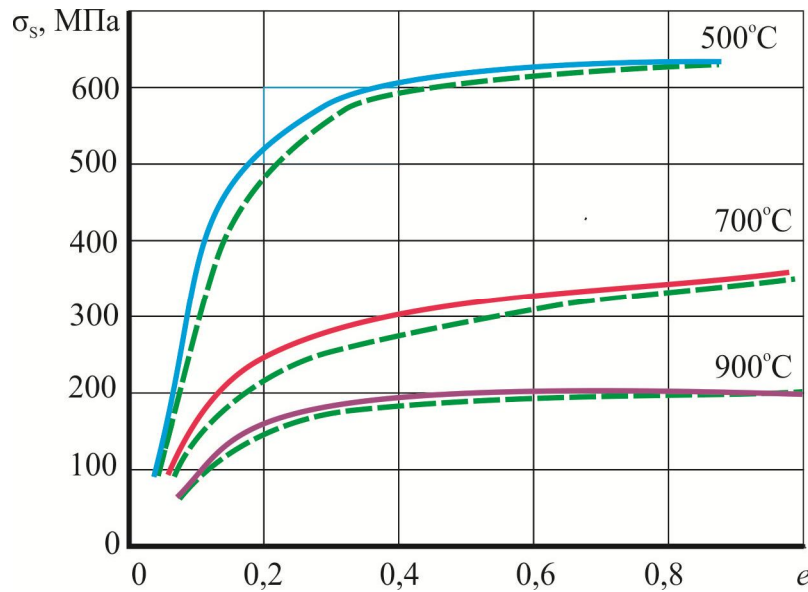


Рис. 12. Кривые течения стали Ст3 по результатам экспериментов по осадке сплошных сплошные кривые и составных пунктирные кривые образцов при различных температурах

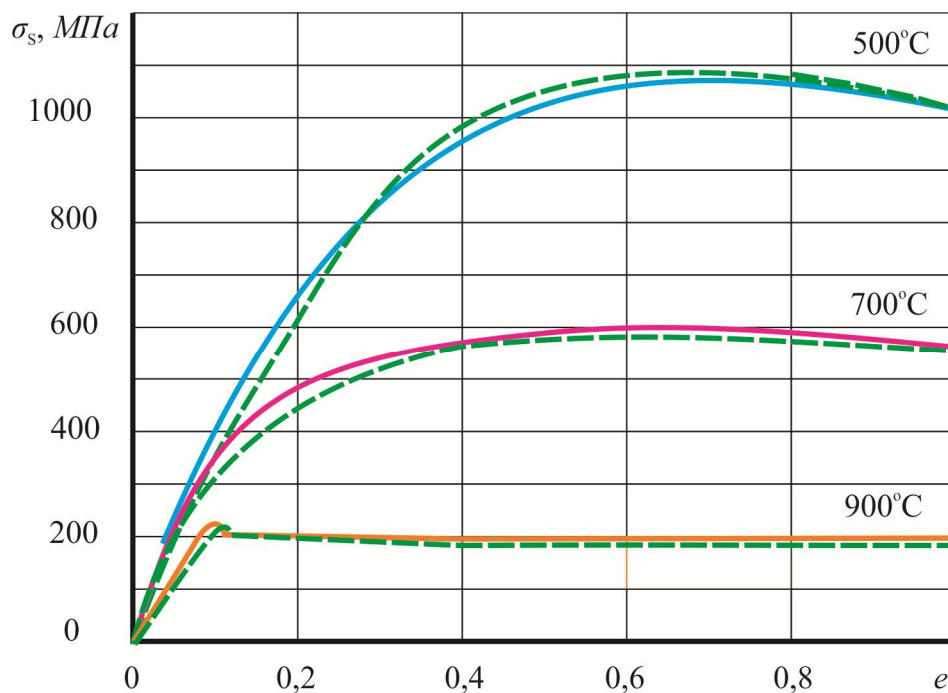


Рис. 13. Кривые течения титанового сплава ВТ3-1 по результатам экспериментов по осадке сплошных сплошные кривые и составных пунктирные кривые образцов при различных температурах

Приведенные данные свидетельствуют о правомерности использования данного метода для оценки сопротивления деформации как листовых, так и объемных заготовок исследуемого материала.

Предложенный метод был использован также для определения сопротивления деформации листовой стали 006/IF. На рис. 14 представлены кривые течения стали 006/IF, полученные осадкой образцов, составленных из шайб, вырубленных из листового проката этой стали.

Сталь имела следующий химический состав (масс. %): 0,056 C; 0,123 Mn; 0,002 Si; 0,0059 P; 0,0040 S; 0,024 Cr; 0,0020 Ni; 0,006 N.

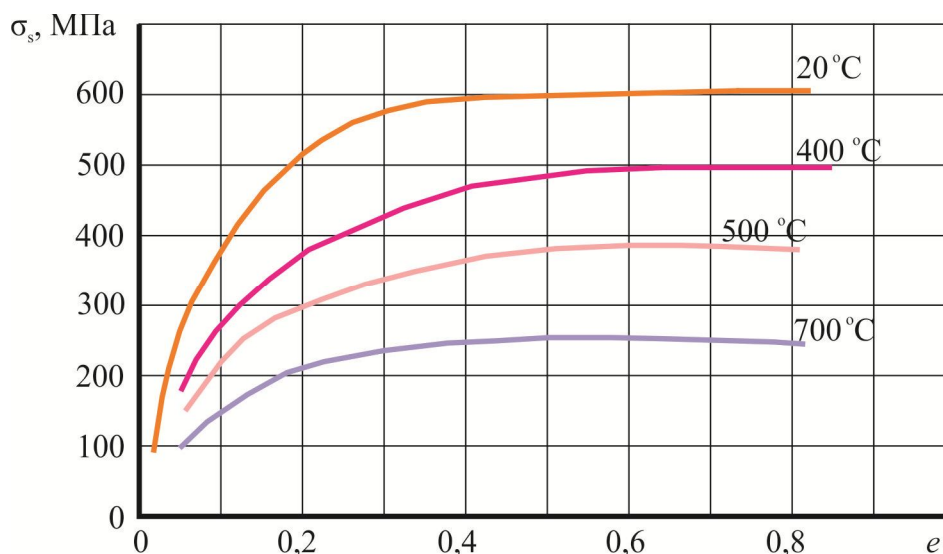


Рис. 14. Кривые течения стали 006/IF при холодной, теплой и горячей деформации. Скорость деформации $1,0 \text{ с}^{-1}$

Результаты испытаний свидетельствуют о том, что сталь 006/IF имеет низкий уровень сопротивления деформации при всех исследованных температурах, в том числе и в холодном состоянии. Для неё характерно также относительно слабое упрочнение с ростом степени деформации.

5. Методика и результаты испытаний на осадку образцов квадратного (прямоугольного) поперечного сечения

Ниже рассмотрена методика определения сопротивления деформации на пластометрическом комплексе с применением образцов квадратного (прямоугольного) поперечного сечения. Необходимость использования таких образцов может возникнуть в исследовательской практике при наличии проката или кованных прутков квадратного (прямоугольного) поперечного сечения из исследуемой стали. При этом отпадает необходимость изготовления из них цилиндрических образцов на токарных станках. Образцы изготавливаются лишь разрезкой прутков на соответствующие длины.

Впервые методика была опробована при исследовании сопротивления деформации титановой губки [20] после разделки ее на отдельные куски.

Для подтверждения правомерности использования предлагаемой методики проведен следующий эксперимент: из проката углеродистых стали (сталь 10) сечением $9,8 \times 9,8 \text{ мм}$ были изготовлены образцы указанных квадратных сечений высотой $15 \pm 0,2 \text{ мм}$. Другая часть того же катаного прутка была переточена на токарном станке на образцы диаметром 9,3 мм. Те и другие образцы были испытаны на пластометрическом комплексе в одинаковых условиях. В частности нагрев их в печи осуществлялся в одной садке.

Кривые течения стали 10, полученные осадкой образцов круглого и квадратного сечения, представлены на рис. 16.

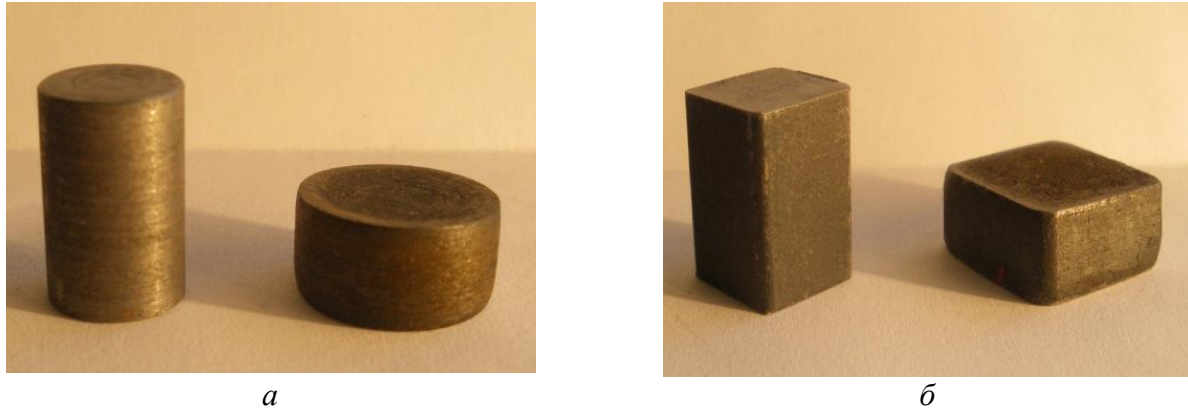


Рис. 15. Внешний вид цилиндрических образцов (а) и образцов квадратного сечения (б) до и после осадки на пластометре

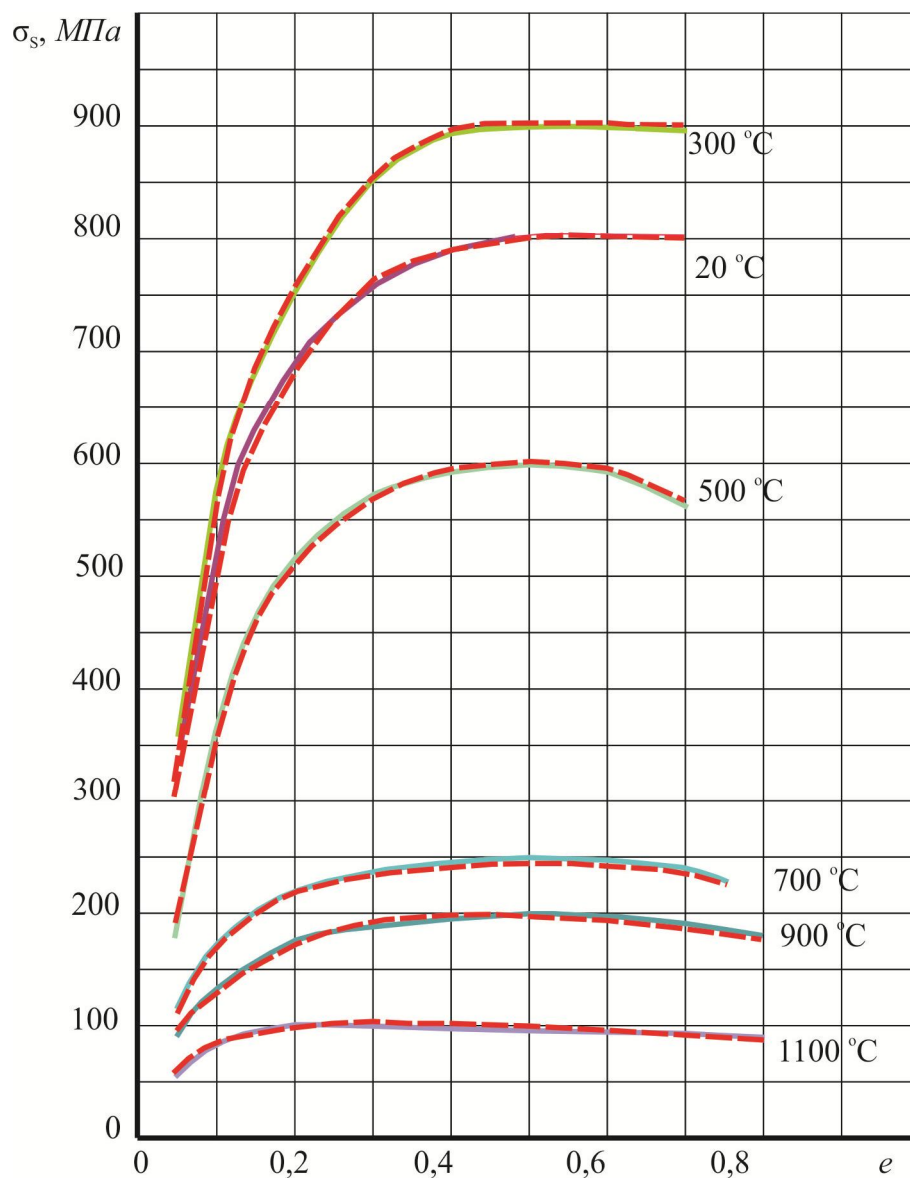


Рис.16. Кривые упрочнения стали 10 , полученные при осадке образцов круглого (сплошные линии) и квадратного (пунктирные линии) поперечного сечения при температурах 20 – 1100 °C

Результаты свидетельствуют о правомерности использования для осадки на пластометре образцов квадратного сечения вместо традиционных цилиндрических. При эффективной смазке, исключающей бочкообразование на боковой поверхности образцов, результаты определения сопротивления деформации практически совпадают с данными, полученными при осадке цилиндрических образцов.

6. Заключение

Модернизация кулачкового пластометра ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН, создание на его основе автоматизированного пластометрического комплекса с заменой релейной на современную тиристорную систему управления электроприводом и установкой цифровой системы сбора и обработки данных эксперимента с использованием ПЭВМ обеспечило повышение достоверности результатов определения сопротивления деформации сталей и сплавов.

Совершенствование известной методики осадки сплошных цилиндрических образцов позволило получить данные по сопротивлению деформации металлических материалов различного химического состава и структурного состояния в широком диапазоне изменения степеней, скоростей и температур деформации.

Разработка новой методики испытаний на осадку составных образцов обеспечивает возможность на пластометрическом комплексе определять сопротивление деформации листовых материалов, а использование образцов квадратного (прямоугольного) поперечного сечения упрощает подготовку к испытаниям, поскольку исключаются работы по изготовлению цилиндрических образцов. В данной работе на большом экспериментальном материале доказана правомерность применения новых методик.

Результаты работы позволили существенно расширить экспериментальную базу данных по сопротивлению деформации сталей и сплавов, необходимую для оптимизации и совершенствования технологии их обработки давлением.

Благодарность

Работа выполнена при частичной поддержке проекта ОФИ № 13-1-17-ЯЦ УрО РАН.

Литература

1. Горелик С. С., Добаткин С. В., Капуткина Л. М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – 3-е изд. – М. : МИСИС, 2005. – 432 с.
2. Полухин П. И., Гун Г. Я., Галкин А. М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Справочник. – 2-е изд. перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1983. – 352 с.
3. Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation / M. Dao, N. Chollacoop, K. J. Van Vliet, T. A. Venkatesh, S. Suresh // *Acta materialia*. – 2001. – Vol. 49. – P. 3899–3918.
4. Determination of plastic properties of metals by instrumented indentation using different sharp indenters / J. L. Bucaille, S. Stauss, E. Felder, J. Michler // *Acta materialia*. – 2003. – Vol. 51. – P. 1663–1678.
5. Коновалов Д. А., Смирнов С. В., Вичужанин Д. И. Определение сопротивления деформации по результатам вдавливания конических инденторов // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2007. – № 3. – С. 69–70.
6. Smirnov S. V., Smirnova E. O. A technique for determining coefficients of the "stress-strain" diagram by nanoscratch test results // *Journal of Materials Research*. – 2014. – Vol. 29, № 16, P. 1730–1736.

7. Методика исследований сопротивления деформации на пластометрическом комплексе / А. И. Потапов, В. П. Мазунин, Д. А. Двойников, Е. А. Коковихин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2010. – Т. 76, № 9. – С. 59–63.
8. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М. : Мир, 1972. – 406 с.
9. Мазунин В. П., Двойников Д. А. Повышение быстродействия при управлении регулируемые электроприводами механизмов с упругими звеньями // Электротехника. – 2012. – № 10. – С. 36–42.
10. Зюзев А. М., Двойников Д. А. Реализация структуры быстродействующих электромеханических систем с помощью микроконтроллера тиристорного преобразователя постоянного тока Simoreg 6RA70 Siemens // Электротехнические системы и комплексы. – 2014. – № 4 (25). – С. 17–20.
11. Унксов Е. П. Инженерные методы расчета усилий при обработке металлов давлением. – М. : Машгиз, 1955. – 280 с.
12. Мигачев Б. А. Сопротивление деформации в механике обработки давлением. – Екатеринбург : УрО РАН, 1997. – 176 с.
13. Коновалов А. В., Смирнов А. С. Идентификация модели сопротивления деформации по результатам испытаний на сжатие образцов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2010. – Т. 76, № 1. – С. 53–56.
14. Коновалов А. В., Смирнов А. С. Вязкопластическая модель сопротивления деформации стали 08X18H10T при температуре горячей деформации // Металлы. – 2008. – № 2. – С. 55–59.
15. Соколов Л. Д. К вопросу о деформационном старении // Физика металлов и металловедение. – 1962. – Т. 14, № 6. – С. 904–909.
16. Кроха В. А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации. Справочник. – М. : Машиностроение, 1980. – 157 с.
17. Теорияковки и штамповки: Учебное пособие для студентов машиностроительных и металлургических специальностей вузов. – 2-е изд. перераб. и доп. / Е. П. Унксов, У. Джонсон, В. Л. Колмогоров и др. – М. : Машиностроение, 1992. – 720 с.
18. Столяров В. В. Механические испытания на растяжение наноструктурных материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – Т. 74, № 1. – С. 54–57.
19. Определение сопротивления деформации листовых материалов / А. И. Потапов, С. В. Гладковский, Е. А. Коковихин, В. П. Мазунин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2011. – Т. 76, № 6. – С. 52–56.
20. Логинов Ю. Н., Потапов А. И., Шалаев Н. А. Влияние температуры и скорости деформации на упрочнение титановой губки // Титан. – 2012. – № 3 (37). – С. 36–42.

PROGRESS IN ULTRA-DEFORMABLE STAINLESS STEELS FOR MEDICAL TOOL APPLICATION

L. A. Maltseva¹, S. Yu. Mitropolskaya^{1,2*}, A. V. Levina¹

¹ Yeltsin UrFU. Institute of Materials and Metallurgy, 620002, 28 Mira st., Ekaterinburg, Russian Federation

² Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: mitr@imach.uran.ru; address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 (343) 375-35-70; fax: +7 (343) 374-53-30

This paper provides a survey of current trends in stainless steel design with the emphasis on strength mechanisms available for further progress. The paper is focused on deformable austenite and duplex wire steels suitable for intensive plastic strain. The advantages of a newly developed TRIP-steel of Fe-Cr-Ni-Co-Al-Ti composition over conventional stainless steels are discussed in terms of feasibility for large-scale production of tiny cross section medical core tools. High strength and superior formability of the steel makes it possible to avoid costly annealing treatment as a part of the cold deep-drawing technology. Saturation magnetization and coercivity measurements reveal the structural changes in course of deformation and thermal processing.

Keywords: *stainless steels, medical core tools, deep drawing, TRIP-effect, magnetic measurements.*

References

1. Shlyamnev A.P., Svistunova T.V., Lapshina O.B. *Korrozionnostoykie, zharostoykie i vysokoprochnye stali i splavy: spravochnik* [Corrosion-resistant, heat-resistant and high strength steels and alloys]. Moscow, Internet Engineering Publ., 2000. 232 p. (In Russian).
2. Gorynin I.V., Malyshevsky V.A., Rybin V.V. *Vysokoprochnye svarivaemye korpusnye stali dlya provodnogo korablestroeniya: vchera, segodnya, zavtra. V knige: Rol rossiyskoy nauki v sozdanii otechestvennogo podvodnogo flota* [High strength weldable hull steels for submarines. In book The Role of the Russian Science in creating the domestic submarine fleet]. Moscow, Nauka Publ., 2008. 288 p. (In Russian).
3. Gavriljuk V.G., Berns H. High Nitrogen Steels. Berlin, Springer Verlag Publ., 1999. 378 p.
4. Sokol I.Ya., *Struktura i korroziya metallov i splavov: atlas: spravochnik* [Microstructure and corrosion behavior of metals and steels] (Ed. by E. A. Ulyanin). Moscow, Metallurgia Publ., 1989. 399 p. (In Russian).
5. Davison M., Redmond J.D. Practical guide to using duplex stainless steels. Materials Performance, 1990, vol. 29, pp. 57–62.
6. Marshall P. Austenitic Stainless Steels: Microstructure and Mechanical Properties. London, Elsevier Publ., 1984. ISBN: 0-85334-277-6.
7. Berns H., Gavriljuk V.G., Riedner S. High interstitial stainless austenitic steels. Berlin, Springer Verlag Publ., 2013. 167 p.
8. Sinha K. Ferrous Physical Metallurgy. Berlin, Butterworths Publ., 1989. 335 p.
9. Desestret A., Charles J. Eds: Baroux B., Beranger G. The duplex stainless steels. In Stainless steels. P. Lacombe. Les Ulis, France, Les editions de physique Publ., 1993, pp. 612–658.
10. Bernshtein M. L. *Struktura deformirovannykh metallov* [Microstructure of strained metals]. Moscow, Metallurgia Publ., 1977. 431 p. (In Russian).
11. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovsky Yu.R. *Stali s metastabilnym austenitom* [Metastable austenitic steels]. Moscow, Metallurgia Publ., 1988. 255 p. (In Russian).
12. Maltseva L.A., Ozerets N.N., Rossina N.G. Corrosion resistance of high strength Al-alloyed steels for medical tools application. *Materialovedenie*, 2009, no. 6, pp. 11–16. (In Russian).

13. Goldshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metal physics of high strength alloys]. Moscow, Metallurgia Publ., 1986. 312 p. (In Russian).
14. Maltseva L.A. Structure and strength of corrosion-resistant steel for medical application after thermo-mechanical. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2010, no. 1, pp. 1–8. (In Russian).

УДК 669.017.3:669.14.018.8:620.179

РАЗВИТИЕ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ИНСТРУМЕНТА

Л. А. Мальцева¹, С. Ю. Митропольская^{1,2*}, А. В. Левина¹

¹ ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина.» Институт материаловедения и металлургии, ул. Мира, 28, Екатеринбург, Российская Федерация, 620002

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация, 620049

*Ответственный автор. Электронная почта: mitr@imach.uran.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375-35-70; факс: +7 (343) 374-53-30

В статье дан обзор современных научных подходов к разработке коррозионностойких сталей, обозначены наиболее эффективные механизмы упрочнения таких материалов и пути их реализации. Основное внимание уделено сталям аустенитно-ферритного и аустенитного классов, предназначенным для производства проволоки за счет интенсивной пластической деформации. Обосновано преимущество вновь разработанных коррозионностойких композиций системы Fe-Cr-Ni-Co-Al-Ti для стержневого медицинского инструмента тонких и тончайших сечений, которые обладают хорошей пластичностью и технологичностью и не нуждаются в промежуточном отжиге по маршруту волочения. Показано, что измерения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы позволяют проводить мониторинг структурных и фазовых превращений в материале при деформационно-термической обработке.

Ключевые слова: коррозионностойкие стали, стержневой медицинский инструмент, волочение с высокой степенью обжатия, TRIP-эффект, магнитные свойства.

1. Введение

Интерес к коррозионностойким сталям с каждым годом усиливается: разрабатываются новые химические составы, совершенствуются приемы термической и деформационной обработки, расширяются области применения. При этом экономические интересы потребителей во всем мире диктуют необходимость снижения содержания дефицитных и дорогостоящих легирующих элементов в составе этих материалов, а также оптимизации самого технологического процесса производства готовой продукции. Поиск оптимального легирования в сочетании со специализированной термомеханической обработкой – одно из основных направлений в металловедении сталей с метастабильным аустенитом. Особого внимания в этой связи требует производство стержневого медицинского инструмента тонких и тончайших сечений, для которого необходимо сочетание высокой прочности и коррозионной стойкости. Массовое производство такого инструмента, в частности, игл, включает в себя многопроходную холодную пластическую деформацию волочением и (или) плющением. Однако не все стали обладают хорошей пластичностью и технологичностью. До настоящего времени основной промышленной маркой стали для производства коррозионностойкой холоднотянутой проволоки является метастабильная аустенитная сталь 12X18H10T, которая имеет недостаточную пластичность и технологичность, невысокий уровень прочностных свойств даже в деформированном состоянии.

Цель настоящей работы – обосновать преимущества и перспективы применения коррозионностойких композиций системы Fe-Cr-Ni-Co-Al-Ti для изделий тонких и тончайших сечений вместо обычных хромоникелевых аустенитных сталей.

2. Основные классы и принципы легирования аустенитных коррозионностойких сталей

Коррозионностойкие стали обладают стойкостью против электрохимической и химической коррозии в различных агрессивных средах (во влажной атмосфере, в морской воде, в растворах щелочей и кислот, в расплавах металлов). Их разделяют на классы в зависимости от структуры, которая в них образуется после высокотемпературного нагрева и охлаждения на воздухе: мартенситный, мартенситно-ферритный, ферритный, аустенитно-ферритный, аустенитный.

Наибольшее распространение получили аустенитные коррозионностойкие стали [1], основным преимуществом которых являются высокие служебные характеристики (прочность, пластичность, коррозионная стойкость в большинстве рабочих сред) и хорошая технологичность (деформируемость, свариваемость). Современная классификация коррозионностойких аустенитных сталей включает в себя пять основных групп.

1) *Обычные аустенитные коррозионностойкие стали (Conventional austenitics)*, содержание углерода в которых может достигать 0,15...0,25 вес. %. Углерод обеспечивает твердорастворное упрочнение аустенита, однако делает их склонными к зернограничной коррозии за счет выделения карбидов типа $M_{23}C_6$ и обеднения по хрому границ зерен. Поскольку выделение карбидов $M_{23}C_6$ происходит в интервале температур от 425 до 900 °С, стали этого типа подвергают отжигу при более высоких температурах (обычно около 1050...1095 °С) для растворения карбидов и перевода хрома в твердый раствор с последующим быстрым охлаждением в воде, чтобы не допустить повторного выделения карбидов. Предел текучести таких сталей в отожженном состоянии невысок и составляет 200...250 МПа.

2) *Стабилизированные аустенитные стали (Stabilized austenitic alloys)*, содержащие регламентированное количество титана, ниобия, тантала или колумбия, что приводит к выделению дисперсных карбидов типа TiC и NbC внутри зерна, но не допускает образования карбидов хрома типа $M_{23}C_6$ по границам зерен. Однако такие стали требуют дополнительной термообработки для снятия напряжений, для повышения технологической пластичности и вязкости. В отличие от обычных аустенитных сталей, стабилизированные стали можно охлаждать после отжига не в воде, а просто на воздухе.

3) *Низкоуглеродистые марки коррозионностойких аустенитных сталей (Low-carbon austenitics)* по склонности к зернограничной коррозии занимают промежуточное положение между обычными и стабилизированными сталями. Содержание углерода в таких марках сталей не превышает 0,03 вес. % и не способствует образованию зернограничных карбидов хрома. Стали этого типа в отожженном состоянии обладают очень низкой магнитной проницаемостью (1,02 при 0,02 Тл), однако под действием холодной деформации в них может образоваться низкоуглеродистый мартенсит, который обладает ферромагнитными свойствами. Определенную опасность представляет собой длительная эксплуатация низкоуглеродистых сталей при повышенных температурах: в интервале температур 540...760 °С – в связи с возможным образованием карбидов, а в интервале температур 650...870 °С – в связи с образованием σ -фазы.

4) *Азотистые коррозионностойкие аустенитные стали (High-nitrogen austenitic stainless steels)* содержат обычно до 0,2 вес. % азота, но известны марки с содержанием азота до 0,9 вес. %, их называют супераустенитными. Уровень прочности этих сталей прямо пропорционален содержанию в них азота. Обычно предел текучести азотистых коррозионностойких сталей даже в отожженном состоянии превышает 400 МПа. Благоприятное влияние азота на структуру и свойства обусловлено, в том числе:

- а) меньшим размером атомного радиуса азота, что способствует повышению его растворимости в γ - и α -железе по сравнению с углеродом;
- б) более однородным распределением атомов замещения в твердых растворах железа, тогда как углерод инициирует кластерообразование;

- в) снижением энергии дефекта упаковки в кристаллической решетке железа, увеличением степени расщепления дислокаций, что способствует деформационному упрочнению, тогда как углерод действует наоборот;
- г) существенно меньшими размерами нитридов, чем карбидов, что обуславливает их больший вклад в упрочнение [2,3].

Азотистые стали считаются устойчивыми против образования α' -мартенсита деформации и не нуждаются в отжиге для снижения магнитной проницаемости, которая не превышает значения 1,02 даже после значительной пластической деформации.

5) *Высоколегированные аустенитные стали (Highly alloyed austenitic stainless steels)* содержат значительное количество молибдена в количестве до 4,0 вес. % для обеспечения коррозионной стойкости в хлоридсодержащих средах, а также медь для придания кислотостойкости. Для таких сталей необходим отжиг в узком интервале температур (1120...1150 °C), чтобы избежать образования как σ -фазы, так и δ -феррита.

В отдельные группы выделяют аустенитно-ферритные (дуплексные) стали и дисперсионно-упрочняемые коррозионностойкие стали.

Аустенитно-ферритные стали (Duplex stainless steels) могут содержать примерно равное количество аустенита и феррита, но могут иметь в качестве матричной фазы аустенит или феррит. По сравнению с аустенитными аустенитно-ферритные стали обладают повышенной прочностью, что особенно важно для низкоуглеродистых композиций [4]: прочностные характеристики сталей, содержащих от 40 до 60 % δ -феррита, как правило, в два раза превосходят характеристики обычных аустенитных коррозионностойких сталей. Считается, что аустенитно-ферритные стали обладают повышенной стойкостью против межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания в хлорсодержащих и щелочных средах [5].

Дисперсионно-упрочняемые коррозионностойкие стали (Precipitation-Hardening stainless steels) позволяют получать уникальную комбинацию высокой коррозионной стойкости с высокими прочностными характеристиками. Практически все дисперсионно-упрочняемые коррозионностойкие стали являются низкоуглеродистыми и содержат не более 0,1 % C. Состав подбирается таким образом, чтобы обеспечить метастабильность аустенита в процессе пластической деформации при температуре ниже M_d . Дисперсионное твердение сталей этого класса реализуется за счет выделения дисперсных частиц различных фаз в зависимости от особенностей легирования [6]:

- а) γ' -фазы на основе интерметаллидов $(Fe, Ni)_3M$, где $M=Al, Ti, Nb$ или Mo ;
- б) β -фазы на основе интерметаллида $(Fe, Ni)Al$;
- в) нитридов хрома типа Cr_2N и CrN .

Дисперсионно-упрочняемые коррозионностойкие стали обладают, как правило, высокой технологической пластичностью и вязкостью, а после холодной деформации и заключительного старения в интервале температур 455...565 °C приобретают предел текучести порядка 1600 МПа. Такие стали могут содержать δ -феррит в количестве до 20 %, который практически не упрочняется при термообработке. Температура длительной эксплуатации таких сталей, как правило, не превышает 400 °C, чтобы не допустить перестаривания.

На основании анализа многочисленных опубликованных данных [1–7] современные подходы к разработке химических композиций аустенитных коррозионностойких сталей можно обобщить следующим образом.

Хром в количестве не менее 12 вес. % необходим для придания стали собственно коррозионной стойкости за счет создания на ее поверхности тонкого защитного слоя.

Никель является вторым по значимости легирующим элементом в сталях этого класса, поскольку расширяет область существования аустенита.

Марганец, являясь аустенитообразующим элементом, позволяет частично замещать дорогостоящий никель и повышает растворимость азота в аустените.

Кобальт действует подобно марганцу и эффективно снижает энергию дефекта упаковки, способствуя протеканию деформационного $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения, тем самым обеспечивая технологическую пластичность при холодной деформации [8].

Азот стабилизирует аустенит и позволяет уменьшить количество никеля в композиции. При этом азот эффективно упрочняет твердый раствор, сохраняя вязкость разрушения на достаточно хорошем уровне.

Углерод также обеспечивает твердорастворное упрочнение аустенита, но выделение зернограницных карбидов типа $M_{23}C_6$ обедняет по хрому твердый раствор и способствует коррозии.

Молибден усиливает способность хромоникелевых сталей к самопассивации, существенно повышает стойкость против питтинговой коррозии и ножевой коррозии в хлорид-содержащих средах. Считается, что стойкость аустенитных сталей против питтинговой коррозии (СПК) напрямую определяется содержанием молибдена, хрома и азота и хорошо описывается формулой [9]:

$$\text{СПК} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + (16 \text{ или } 30) \% \text{N},$$

где количество легирующих элементов выражено через весовые проценты. Коэффициент для углерода в аустенитных сталях составляет 30, а в аустенито-ферритных – 16.

Алюминий и кремний повышают сопротивление окислению. Кроме того, алюминий входит в состав интерметаллидов типа $(\text{Fe}, \text{Ni})\text{Al}$ и $(\text{Fe}, \text{Ni})_3(\text{Al}, \text{Ti})$, которые обеспечивают дисперсионное твердение. Являясь сильным ферритообразующим элементом, алюминий позволяет получать стали аустенитно-ферритного класса с различным соотношением аустенита и δ -феррита.

Титан, ниобий, тантал или колумбий являются сильными карбидо- и карбонитридообразующими элементами, образуют дисперсные и стабильные равномерно распределенные карбиды, препятствуя тем самым образованию крайне нежелательных зернограницных карбидов типа $M_{23}C_6$.

Серу и селен добавляют в небольших количествах, если необходимо обеспечить обрабатываемость материала на станках.

Механизмы деформационного упрочнения метастабильных аустенитных сталей в интервале температур $M_H - M_D$ неоднократно обсуждались в литературе (наиболее подробно – в работах В. Д. Садовского, А. П. Гуляева, И. Н. Богачева) и определяются следующими основными факторами:

1) *деформационным упрочнением аустенита*, при этом деформационное упрочнение аустенита обусловлено повышением общей плотности дислокаций, изменению характера из распределения, измельчением блоков мозаичной структуры и возникновением барьеров Ломера-Коттрелла, а при низких значениях ЭДУ – дополнительно деформационным двойникованием и образованием дефектов упаковки [10];

2) *количеством, распределением и прочностью образующихся при деформации ϵ -мартенсита и α' -мартенсита*. Дополнительное упрочнение от образования мартенсита деформации обусловлено как собственно более высокой твердостью мартенсита, так и созданием в зернах аустенита прочного каркаса из пластин мартенсита, препятствующих сдвиговым процессам в аустените. Твердость мартенсита деформации существенно выше, чем твердость мартенсита охлаждения, а охрупчивающее действие кристаллов мартенсита деформации выражено слабее, чем мартенсита охлаждения [11].

3) *наклепом кристаллов мартенсита деформации* – за счет увеличения в них плотности дислокаций и деформационного двойникования.

С учетом того, что коррозионностойкие стали для стержневого медицинского инструмента должны обладать превосходной технологической пластичностью при холодной деформации волочением или плющением, а после заключительной обработки – высокой проч-

ностью в сочетании с высокой коррозионной стойкостью, для их разработки целесообразно привлечь следующие металлофизические приемы:

- 1) свести к возможному минимуму содержание углерода и азота;
- 2) обеспечить получение аустенитной или аустенито-ферритной структуры;
- 3) за счет особенностей легирования и предварительной термической обработки управлять термодинамической и деформационной стабильностью аустенита с тем, чтобы обеспечить оптимальную степень реализации TRIP-эффекта в ходе холодной пластической деформации при сохранении высокой технологической пластичности (TRIP – Transformation Induced Plasticity – пластичность, наведенная превращением);
- 4) добиться дополнительного упрочнения материала на готовом размере за счет дисперсионного твердения.

3. Оптимизация химического состава и деформационно-термическая обработка сталей системы Fe-Cr-Ni-Co-Al-Ti для стержневого медицинского инструмента

На основании проведенных комплексных исследований на кафедре металловедения Уральского федерального университета были разработаны новые хромо-никелевые стали, дополнительно легированные Co, Mo, Ti и Al, предназначенные для изготовления высокопрочных проволоки и ленты тонких и тончайших сечений. По коррозионной стойкости они значительно превосходят обычную нержавейку как в закаленном состоянии, так и после деформации и старения [12]. Для исследования были выбраны три композиции, выплавленные на одной системе легирования:

- сталь аустенитного класса с повышенным содержанием кобальта (состав 4);
- сталь аустенитного класса с пониженным содержанием кобальта (состав 5);
- сталь аустенитно-ферритного класса с повышенным содержанием кобальта и алюминия (состав 6).

Химический состав этих сталей приведен в табл. 1, а фазовый состав – в табл. 2.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей системы легирования 03X14H11K5M2ЮТ

Марка стали, условный номер химического состава	Содержание элементов, масс. %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	Ti	Al
03X14H11K5M2ЮТ, состав 4	≤0,03	0,21	0,19	14,5	11,15	2,5	5,1	0,30	0,80
03X14H11KM2ЮТ, состав 5	≤0,03	0,30	0,08	14,7	10,52	2,7	0,7	0,36	0,98
03X14H10K5M2Ю2Т, состав 6	≤0,03	0,20	0,07	14,3	10,40	2,6	5,1	0,80	2,00

*Содержание S и P не более 0,025 %.

Таблица 2 – Фазовый состав сталей системы легирования 03X14H11K5M2ЮТ в закаленном состоянии

Химический состав	Фазовый состав, %		HV ₅₀	
	ОЦК	ГЦК	ОЦК	ГЦК
4	-	~100	-	210
5	10	90	-	~210
6	50	50	505	190

Все выплавленные композиции являются практически безуглеродистыми, содержание углерода в них не превышает 0,03 %. Варьирование содержания кобальта (0,7...5,1 вес. %) и алюминия (0,8...2,0 вес. %) позволило получить различное количество δ -феррита в закаленном состоянии, при этом структурные классы выплавленных сталей меняются в последовательности: аустенитный (состав 4) $\rightarrow$ аустенитный, содержащий до 10% δ -феррита (состав 5) $\rightarrow$ аустенитно-ферритный (состав 6). Легирование кобальтом в количестве $\sim 5,0$ вес. % приводит к подавлению образования δ -феррита (состав 4), а алюминий как сильный ферритообразующий элемент дает обратный эффект: дополнительное легирование алюминием в количестве 2,0 вес. % позволяет получить дуплексную $\gamma+\delta$ структуру (состав 6).

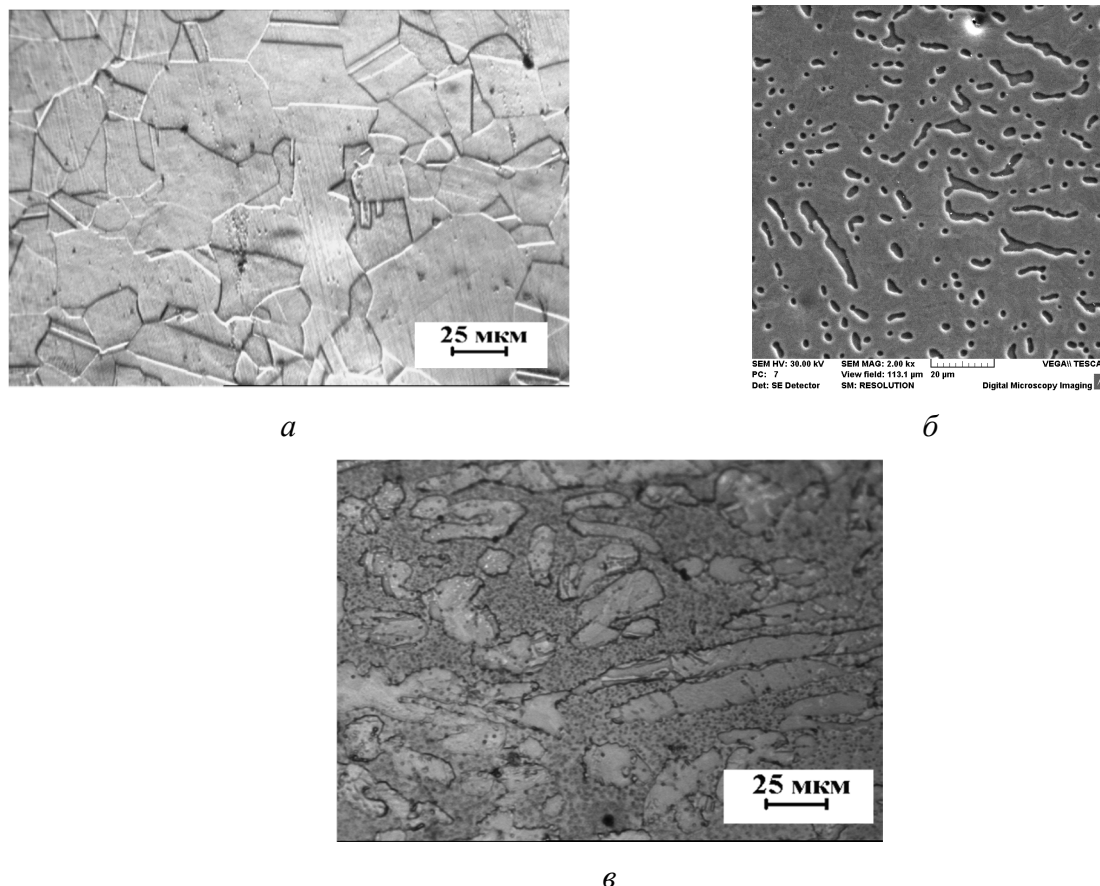


Рис. 1. Микроструктура закаленных от 1000 °С сталей системы легирования 03X14H11K5M2ЮТ: *а* – состав 4; *б* – состав 5; *в* – состав 6

На рис. 1 *а* показана микроструктура закаленной от 1000 °С (в воду) однофазной аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ состава 4, где аустенитные зерна имеют форму многоугольников неправильной формы размером около 50 мкм, многие из них содержат двойники отжига. Двойники проявляются как полосы с параллельными краями и формируются вследствие образования дефектов упаковки атомов вдоль плотно упакованных плоскостей типа (111) при рекристаллизации и росте зерна. В закаленном состоянии сталь парамагнитна.

На рис. 1 *б* показана микроструктура закаленной от 1000 °С (в воду) стали состава 5, которая была потравлена специально для выявления δ -феррита в аустенитной матрице. Частицы δ -феррита приобрели несколько приплюснутую форму в результате предварительнойковки. В магнитном отношении материал представляет собой слабый ферромагнетик, максимальная намагниченность $\mu_0 M$ которого не превосходит 8 мТл в поле напряженностью 60 кА/м.

Закаленная сталь состава 6 (рис. 1 в) состоит примерно из равного количества аустенита и δ -феррита. По сравнению с составами 4 и 5 она имеет повышенный предел текучести за счет присутствия δ -феррита, микротвердость которого составляет порядка 500 HV, в то время как микротвердость аустенита находится в пределах 200 HV. Аномально высокая твердость δ -феррита (см. табл. 2) обусловлена наличием в нем равномерно распределенных дисперсных частиц округлой формы β -фазы на основе интерметаллида NiAl [12]. Двухфазная $\gamma + \delta$ структура обеспечила повышенную прочность уже в закаленном состоянии ($\sigma_{0,2} \sim 730$ МПа; $\sigma_B \sim 940$ МПа) при сохранении высокой пластичности (табл. 3). Материал демонстрирует ферромагнитные свойства: максимальная намагниченность $\mu_0 M$ в поле напряженностью 60 кА/м достигает 0,6 Тл, а коэрцитивная сила H_C составляет около 1,8 кА/м.

Заготовки стали состава 4 после закалки были протянуты без промежуточных отжигов с диаметра 8,0 мм до диаметра 1,46 мм, истинная деформация ε при этом составила порядка 3,3. Заготовки составов 5 и 6 тянули до потери пластичности. Холодная пластическая деформация исследуемых сталей приводит к существенному упрочнению, обусловленному, во-первых, наклепом и усилением дефектности структуры твердого раствора вследствие скольжения и двойникования, а во-вторых, интенсивностью протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ или $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений, появлением в аустените высокодисперсных кристаллов мартенсита, способных «наследовать» дефекты аустенита.

Результаты магнитных измерений свидетельствуют, что интенсивность образования мартенсита деформации и связанного с ним TRIP-эффекта в исследованных сталях неодинаковы. На рис. 2 намагниченность в максимальном приложенном поле $\mu_0 M$ образцов исследованных составов показана как функция величины достигнутой деформации, где d_0 – исходный диаметр проволоки, d – текущий диаметр проволоки, отобранной по маршруту волочения. Видно, что в стали аустенитного класса 03X14H11K5M2ЮТ (состав 4) нарастание намагниченности происходит значительно менее интенсивно, чем в стали состава 5. Такая особенность деформационного поведения стали 4 обусловлена влиянием кобальта в количестве 5 вес. %, снижающего энергию дефекта упаковки, от величины которой зависит прежде всего подвижность дислокаций [13]: чем ниже энергия дефекта упаковки, тем активнее происходит двойникование и (или) $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращение при деформации, а скольжение дислокаций, напротив, подавляется. В составе 4 активное образование ε -мартенсита за счет добавок 5 вес. % кобальта приводит к постепенной реализации умеренного, без лавинообразной кинетики деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. В результате волочения на диаметр 1,46 мм ($\varepsilon = 3,35$) количество образованного α' -мартенсита деформации в структуре не превосходит 90 об. %. Обнаруженный характер метастабильности этой стали определяет ее высокую пластичность и дает возможность проводить интенсивную пластическую деформацию с чрезвычайно высокими степенями обжатия без промежуточных отжигов.

Пониженное до 1,0 вес. % содержание кобальта уменьшает область $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращения, усиливает интенсивность образования α' -мартенсита деформации. В результате этого в стали состава 5 наступает потеря пластичности на более ранних степенях обжатия (при $\varepsilon \sim 2,2$). В интервале деформаций $1,0 \leq \varepsilon \leq 2,0$ отмечен резкий рост намагниченности в максимальном приложенном поле, который свидетельствует о весьма высокой продуктивности деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. При этом количество ферромагнитной фазы к концу маршрута волочения достигает 98 % (мартенсит деформации и деформированный δ -феррит).

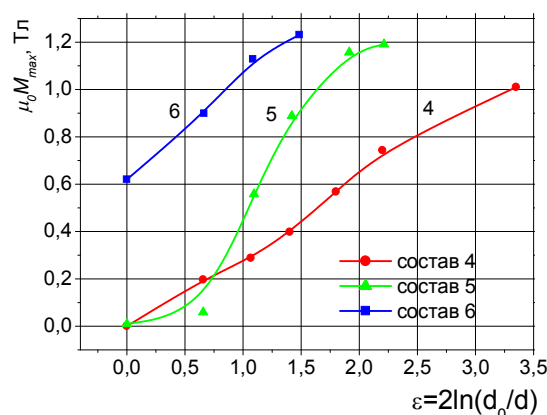
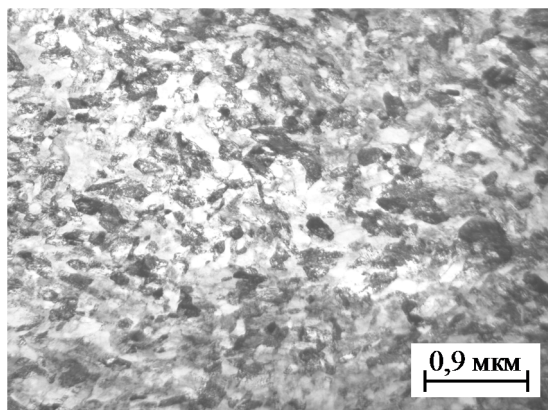


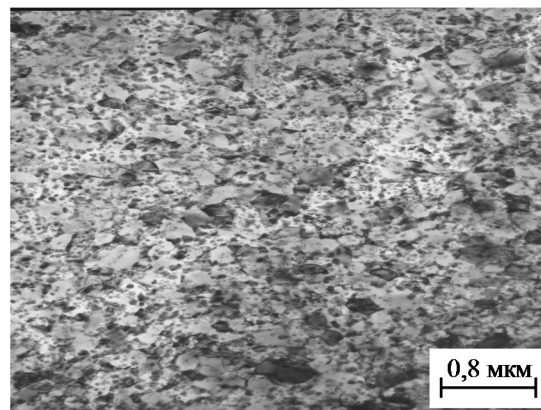
Рис. 2. Намагниченность в максимальном приложенном поле $\mu_0 M$ образцов исследованных составов как функция величины достигнутой деформации по маршруту волочения:

$\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м – магнитная постоянная, d_0 – исходный диаметр проволоки, d – текущий диаметр проволоки

В аустенитно-ферритной стали состава 6 δ -феррит является фазой с высокой твердостью, создает препятствия для движения дислокаций и обеспечивает более высокий коэффициент деформационного упрочнения. В результате этого в стали состава 6 отмечена потеря пластичности при степени обжатия $\sim 1,4$. Однако аустенит в стали состава 6 также испытывает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Сравнение наклона деформационных зависимостей намагниченности в максимальном приложенном поле $\mu_0 M$ (ϵ) показывает, что количество α' -мартенсита в процессе волочения стали 6 нарастает примерно с той же интенсивностью, что и при волочении заготовок состава 4. Этот факт подтверждает ключевую роль кобальта в контроле интенсивности деформационных фазовых превращений в данной системе легирования: содержание кобальта в составах 4 и 6 одинаково и составляет 5,0 вес. %.



a



б

Рис. 3. Микроструктура стали состава 4: *a* – после волочения на диаметр 1,46 мм ($\epsilon = 3,35$); *б* – после волочения на диаметр 1,46 мм ($\epsilon = 3,35$) и старения при 500 °С

На рис. 3 *a* показана микроструктура стали состава 4 после волочения на диаметр 1,46 мм ($\epsilon = 3,35$), на которой выявляются фрагменты (блоки) различной степени травимости так называемого «бесструктурного» мартенсита, не имеющего игольчатого строения, характерного для преимущественно мартенситной структуры. Ранее проведенные электронно-микроструктурные исследования на стали 03X14H11K5M2ЮТ после начальных этапов маршрута волочения показали появление многочисленных дефектов и двойников на фоне однородно распределенных дислокаций. Под действием интенсивной пластической дефор-

мации с $e \geq 2,5$ формируется субмикроструктурная структура с размером зерна около 100 нм, а также более мелкие кристаллиты размером 20–50 нм, образовавшиеся при дроблении мартенситных пластин и двойников

В табл. 3 показано, как меняются механические характеристики исследованных материалов под действием холодной пластической деформации. Видно, что наиболее значительного деформационного упрочнения ($\sigma_B=1800$ МПа) удалось достичь при волочении аустенитной стали с повышенным содержанием кобальта (состав 4), которая, как оказалось, обладает большим запасом пластичности и повышенной технологичностью даже после интенсивной пластической деформации ($\epsilon = 3,35$). Волочение стали с пониженным содержанием кобальта до степени истинной деформации $\epsilon > 2$ признано нецелесообразным ввиду ограниченного ресурса пластичности.

Таблица 3 – Механические и магнитные свойства исследованных сталей системы легирования 03X14H11K5M2ЮТ после закалки, волочения и старения

Химический состав	Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Магнитные свойства	
						$\mu_0 M_{max}$, Тл	H_C , кА/м
4	Закалка	540	245	63	78	<0,001	7,42
4	Закалка + волочение ($\epsilon=3,3$)	1800	1650	14	43	1,06	4,33
4	Закалка + волочение ($\epsilon=3,3$) + старение	2500	-	-	-	0,92	13,76
5	Закалка	580	340	53	76	0,008	3,55
5	Закалка + волочение ($\epsilon=2,3$)	1620	1500	5	35	1,19	2,52
6	Закалка	940	730	25	51	0,60	1,77
6	Закалка + волочение ($\epsilon=1,5$)	1650	1550	8	47	1,21	5,85

В ранее проведенных исследованиях было показано, что максимальное дисперсионное твердение в данной системе легирования обеспечивается изотермической выдержкой при 500 °С [14]. После деформации волочением образцы стали 4 были подвергнуты старению по режиму: 500 °С, 1 час. Временное сопротивление при этом возрастает от 1800 МПа в холоднодеформированном состоянии до 2500 МПа (см. табл. 3). Оптическая металлография не позволяет выявить заметных структурных изменений при старении (см. рис. 3 б), но ранее проведенная электронная микроскопия после старения при 500 °С показала выделение высокодисперсных частиц β -фазы на основе интерметаллида (Fe, Ni)Al в мартенсите деформации. При этом в областях δ -феррита отмечено подрастание ранее выделившихся частиц (Fe, Ni)Al до величины ~ 40 нм.

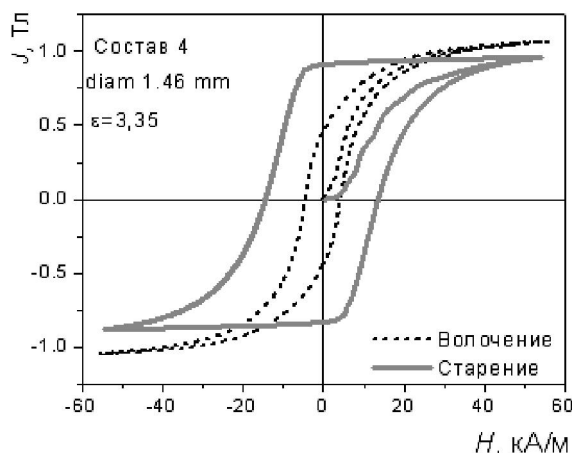


Рис. 4. Петли магнитного гистерезиса исследованной стали (состав 4) после волочения на диаметр 1,46 мм ($\epsilon=3,35$) и старения при 500 °С (1 час)

Появление дисперсных наноразмерных частиц в ферромагнитной ($\alpha+\delta$)-матрице объясняет резкий рост коэрцитивной силы деформированной стали под действием старения (см. табл. 3). На рис. 4 показаны предельные петли магнитного гистерезиса исследованной стали состава 4, зарегистрированные после волочения на диаметр 1,46 мм (*пунктирная линия*) и после старения при 500 °С (*сплошная линия*). Увеличение коэрцитивной силы в четыре раза является наиболее заметным, но не единственным изменением в магнитном поведении материала в результате прошедшего дисперсионного упрочнения. Петля магнитного гистерезиса деформированного материала имеет характерную «веретенообразную» форму, что указывает на преобладание процессов вращения векторов намагничивания над процессами смещения и является типичным для материалов с высоким уровнем внутренних напряжений. В результате выдержки при температуре 500 °С в течение 1 часа петля приобрела более прямоугольные очертания. Наконец, некоторое снижение достигнутой максимальной намагниченности согласуется с данными о появлении в структуре небольшого количества ревертированного аустенита, что ранее сообщалось [14] на основании результатов магнитного и рентгеноструктурного анализа после старения в интервале температур 500 – 700 °С.

4. Заключение

Вновь разработанные стали системы легирования Fe-Cr-Ni-Co-Al-Ti обладают большим запасом технологической пластичности и выдерживают деформацию волочением с высокими степенями обжатия без промежуточных отжигов. В дуплексной аустенито-ферритной стали потеря пластичности наступила при $\epsilon = 1,5$, в стали с пониженным содержанием кобальта – при $\epsilon = 2,3$. Аустенитная сталь с повышенным до 5,0 вес. % содержанием кобальта показала наилучшую пластичность: эксперимент по волочению был остановлен по достижению деформации $\epsilon = 3,3$ при сохранении технологической пластичности материала.

Обоснована необходимость легирования кобальтом для повышения технологической пластичности и создания высокопрочных коррозионностойких сталей, потенциально способных выдерживать интенсивную пластическую деформацию с высокими степенями обжатия без промежуточных отжигов. Полученная в работе чрезвычайно высокая пластичность при холодной деформации волочением достигается за счет совместного действия микродвойникования и мартенсинах превращений с оптимальной интенсивностью.

Дисперсионное твердение при 500 °С (1 час) после волочения увеличивает прочность разработанного материала до $\sigma_{0,2} = 2500$ МПа, что позволяет значительно уменьшить поперечное сечение стержневого медицинского инструмента по сравнению с обычными аусте-

нитными сталями при сохранении того же запаса прочности и, как следствие, сделать хирургическое вмешательство менее травмирующим и болезненным для пациента.

Метод магнитного анализа позволяет осуществлять мониторинг структурных и фазовых изменений в разработанных сталях при деформационно-термической обработке: после отжига на твердый раствор, в процессе холодной деформации и по окончании дисперсионного твердения. Деформационная зависимость намагниченности в максимальном приложенном поле отражает интенсивность $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в процессе волочения проволоки. Старение при 500 °С (1 час) приводит к многократному росту коэрцитивной силы за счет выделения интерметаллидных частиц β -фазы в ферромагнитной матрице, что указывает на перспективность неразрушающего контроля прочностных характеристик материала на заключительном этапе технологического процесса.

Литература

1. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: справочник / А. П. Шлямнев, Т. В. Свистунова, О. Б. Лапшина и др.; Центр. науч.-исслед. ин-т черной металлургии им. И. П. Бардина, Некоммерч. партнерство "Спецметаллы". – М. : Интермет Инжиниринг, 2000. – 232 с.
2. Горынин И. В., Малышевский В. А., Рыбин В. В. Высокопрочные свариваемые корпусные стали для подводного кораблестроения: вчера, сегодня, завтра. В кн.: Роль российской науки в создании отечественного подводного флота / под общ. ред. А. А. Саркисова; РАН – М. : Наука, 2008. – С. 281–288.
3. Gavriljuk V. G., Berns H. High Nitrogen Steels. – Berlin : Springer Verlag, 1999. – 378 p.
4. Структура и коррозия металлов и сплавов: атлас: справочник / И. Я. Сокол и др.; под ред. Е. А. Ульянина. – М. : Металлургия, 1989. – 399 с.
5. Davison M., Redmond J. D. Practical guide to using duplex stainless steels // Materials Performance. – 1990. – Vol. 29. – P. 57–62.
6. Marshall P. Austenitic Stainless Steels. Microstructure and Mechanical Properties. – London : Elsevier, 1984. ISBN: 0–85334–277–6.
7. Berns H., Gavriljuk V. G., Riedner S. High interstitial stainless austenitic steels. – Berlin : Springer Verlag, 2013. – 167 p.
8. Sinha K. Ferrous Physical Metallurgy. – Berlin : Butterworths, 1989. – 335 p.
9. Desestret A., Charles J. The duplex stainless steels. In: Stainless steels. P. Lacombe // Eds B. Baroux, G. Beranger. – Les Ulis, France : Les editions de physique, 1993. – P. 612–658.
10. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. – М. : Металлургия, 1977. – 431 с.
11. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М. : Металлургия, 1988. – 255 с.
12. Коррозионная стойкость высокопрочных алюминийсодержащих сталей для медицинск. инструмента / Л. А. Мальцева, Н. Н. Озерец, Н. Г. Россина, Т. В. Мальцева, В. А. Шарапова // Материаловедение. – 2009. – № 6. – С. 11–16.
13. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов: Учеб. пособие для вузов. – М. : Металлургия, 1986. – 312 с.
14. Мальцева Л. А. Структура и прочностные свойства коррозионно-стойкой аустенитно-ферритной стали медицинского назначения после термопластической деформации // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 1. – С. 1–8.

EVALUATING THE TOUGHNESS OF PIPE STEELS BY IMPACT FRACTURE CURVES

V. A. Khotinov*, V. M. Farber, A. N. Morozova

Ural Federal University, 19 Mira st., Ekaterinburg, Russia Federation, 620002

* Corresponding author. E-mail: khotinov@yandex.ru ; address for correspondence 620002, ul. Mira 19 Ekaterinburg, Russia Federation. Tel.: +79089019912; fax: +7 (343) 375-44-39

To study the correlation of instrumented Charpy load–displacement curves with zones on the fracture surface, impact V-notched tests on low- and medium-carbon pipeline steels have been performed. New parameters of smoothed instrumented impact load vs displacement curves are proposed for impact properties characterization. The co-analysis of the instrumented impact test curves and the fracture surface zones allows new impact parameters for fracture characterization to be obtained in addition to standard required characteristics (impact toughness, transition temperature, impact yield strength etc.).

Keywords: instrumented Charpy test, pipeline steels, fracture surface, crack propagation stages, stress oscillations.

References

1. Gudkov A.A. *Treschinosoikost stali*. [Crack Resistance of Steels]. Moscow, Metallurgia Publ., 1989. 376 p. (In Russian).
2. Makhutov M.A., Permyakov V.B., Botvina L.R., Kravtsova Yu.A. A complex analysis of the mechanical properties the material made to substantiate the lifetime and safety of products. *Problemi bezopasnosti i chrezvichainikh situatsiy*, 2006, no. 3, pp. 65–76. (In Russian).
3. Botvina L.R. *Razrushenie: kinetika, mekhanizmi, obshie zakonomernosti* [Rfature: Kinetics, Mechanisms, General Laws]. Moscow, Nauka Publ., 2008, 334 p. (In Russian).
4. ASTM E2298. Standard test method for instrumented impact testing of metallic materials. ASTM Publ., 2013. 9 p.
5. Manahan M.P., Stonesifer R.B. The difference between total absorbed energy measured using an instrumented striker and that obtained using an optical decoder. In book «Pendulum Impact Testing: A Century of Progress», ESIS STP 1380, 2000, pp.181–197.
6. Tronskar J.P., Mannan M.A., Lai M.O. Measurements of fracture initiation toughness and crack resistance in instrumented Charpy impact testing. *Eng. Fract. Mech.*, 2002, vol. 69, pp. 321–338.
7. Viehrig H.-W., Boehmert J., Richter H., Valo M. Use of instrumented Charpy test for determination of crack initiation toughness. In book «Pendulum Impact Testing: A Century of Progress», ESIS STP 1380. 2000, pp. 354–365.
8. Arabey A.B., Farber V.M., Pyshmintsev I.Yu. et al. The microstructure and dispersed phases in the high-strength steels of large gas pipes. *Nauka I tekhnika v gazovoi promishlennosti*, 2011, no. 4, pp. 86–91. (In Russian).
9. Tykhontseva N.T., Gorozhanin P.Yu., Zhukova S.Yu. et al. Searching the compositions and heat treatment conditions for high-strength tubing. *Stal*, 2006, no. 8, pp. 70–73. (In Russian).
10. Farber V.M., Arabey A.B., Pyshmintsev I.Yu., Khotinov V.A. et al. The fractographic diagnostics of the crack resistance of X80 (K65) pipes by toughness testing results. *Trudy XVIII Int. conf. «Trubi-2010»* [Proceedings of the 18th Int. Conf. “Pipes-2010”]. Chelyabinsk : RosNITI Publ., 2010, pp. 108–117. (In Russian).
11. Farber V.M., Selivanova O.V. Classifying the processes of stress relaxation and their manifestation during plastic deformation of metals. *Metally*, 2001, no. 1, pp. 110–114. (In Russian).

12. Kan R.U., Haazen P. *Phyzicheskoe metallovedenie. T. 3* [Physical Metallurgy. Vol. 3]. Moscow, Metallurgia Publ., 1987. 664 p. (In Russian).
13. Arabey A.B., Pyshmintsev I.Yu., Farber V.M., Khotinov V.A. et al. Peculiarities of the fracture of X80 (K65) pipe steels. *Izvestia vuzov. Chernaya metallurgia*, 2012, no. 3, pp. 12–20. (In Russian).

УДК 621.774.35:621.789

ОЦЕНКА УРОВНЯ ВЯЗКОСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ ДИАГРАММ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ

В. А. Хотинов*, В. М. Фарбер, А. Н. Морозова

*ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
ул. Мира 19, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: khotinov@yandex.ru; адрес для переписки: 620002 ул. Мира 19, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +79089019912; факс: +7 (343) 375-44-39

Проведен анализ диаграмм ударного разрушения образцов Шарпи низко- и среднеуглеродистых сталей, построенных в координатах усилие – прогиб образца. Установлено, что для вязкого состояния характерно осциллирование кривой усилия на диаграмме. Определены характерные параметры и участки диаграмм, соответствующие различным механизмам разрушения. С привлечением фрактографического анализа выявлена связь отдельных участков диаграммы разрушения с определенными зонами на поверхности излома образцов.

Ключевые слова: диаграммы ударного разрушения, поверхность разрушения, стадии разрушения, осцилляция нагрузок.

1. Введение

Испытания на ударный изгиб являются обязательными для большинства труб нефтегазового сортамента в качестве составляющей комплексного контроля механических свойств для обеспечения необходимого ресурса и безопасности эксплуатации. Особенно актуально данное испытание для труб, предназначенных для месторождений, расположенных в климатических районах с холодным климатом.

Применение для испытаний на ударный изгиб копров, оснащенных осциллографической записью диаграммы ударного разрушения в координатах *усилие F – прогиб S* , дает возможность провести оценку различных стадий разрушений по этим параметрам [1–3]. При этом регистрируемый на всех стадиях разрушения образца прогиб S связан с наложением двух одновременно протекающих процессов – изгибом образца при его макропластической деформации и раскрытием магистральной трещины [1, 3]. В зависимости от ряда факторов вклад каждого из этих процессов может быть разным и определяется, в частности, механизмом разрушения: в случае хрупкого разрушения доля первого процесса мала, тогда как при вязком – существенна и должна учитываться.

Согласно стандарту ASTM E2298 – 13 [4], на осциллографической кривой выделяются характерные точки, соответствующие разным стадиям разрушения образца (рис. 1). Однако информация, заложенная в кривых $F – S$, далеко не ограничивается интерпретацией выделенных характерных точек. Совместный анализ осциллографических кривых с результатами фрактографических исследований позволяет получить более подробные сведения об особенностях процесса разрушения [5–7].

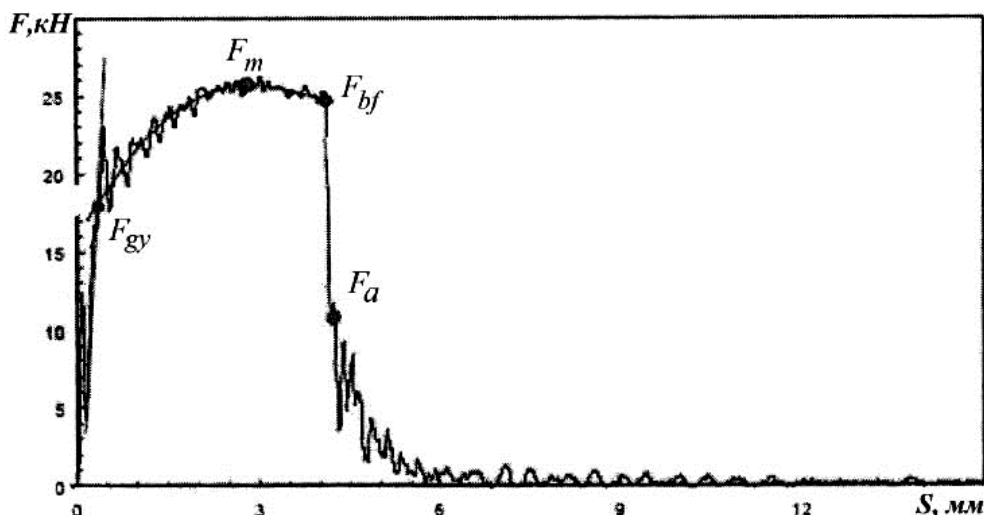


Рис. 1. Диаграмма нагрузки F – прогиб S при ударном деформировании образца Шарпи [4]

Цель настоящей работы – изучение механизмов разрушения низко- и среднеуглеродистых сталей на основе совместного анализа диаграмм ударного разрушения образцов Шарпи и их поверхностей разрушения.

2. Материалы и методики исследования

В качестве материала исследования использовали стали 05Г2СФ и 32Г2Р. Сталь 05Г2СФ применяется для изготовления сварных труб большого диаметра. Образцы были вырезаны из стенки труб диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм, сваренные из листа, полученного по режиму контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением [8]. Образцы стали 32Г2Р вырезали из горячекатаных труб и подвергали нормализации от 1000 °С. Микроструктура образцов после указанной термообработки представлена в [9].

Образцы Шарпи размером 10×10 мм разрушались при температурах +20...–80 °С на копре с падающим грузом INSTRON CEAST 9350, оснащенным инструментальным бойком и системой сбора и обработки данных DAS Ceast 16000. Частота сбора данных составляла 1,0 МГц, что обеспечило интервал между двумя соседними точками 0,001 мс.

Первичная кривая ударного разрушения в координатах *усилие* F – *время* τ для уменьшения колебаний системы *опора – образец – молот* программно (с помощью фильтра в системе DAS Ceast 16000) подвергалась фильтрации с частотой 2 кГц, а затем с помощью программы CeastView 5.94 двойному интегрированию для получения кривой в координатах *усилие* F – *прогиб* S .

Затем на кривых $F = f(S)$ выделялись характерные точки, соответствующие: F_{gy} – началу общей текучести, F_{max} – максимуму нагрузки, F_{min} – падению нагрузки между двумя максимумами, F_{bf} – началу неустойчивого хрупкого разрушения, F_a – затуплению трещины при доломе, F_k – разрушению образца.

Фрактографический анализ разрушения включал выявление и оценку размеров зон в изломе образца Шарпи [10]:

- сдвига Θ , примыкающей к надрезу,
- однородного вязкого разрушения L_C ,
- волокнистого (вязкого) разрушения L_B ,
- хрупкого разрушения L_{XP} ,
- вязкого долома L_D .

Измерение величины зон (Θ , L_B , L_C , L_X , L_D) с точностью 0,1 мм проводили на фотографиях изломов, полученных с пятикратным увеличением.

3. Результаты эксперимента и их обсуждение

Диаграммы ударного разрушения высоковязких сталей типа 05Г2СФ с ультрадисперсной феррито-бейнитной структурой имеют ряд особенностей, которые не характерны для подобных диаграмм конструкционных сталей (рис. 2). Это расширяет наше представление о механизме вязкого разрушения и требует своей трактовки.

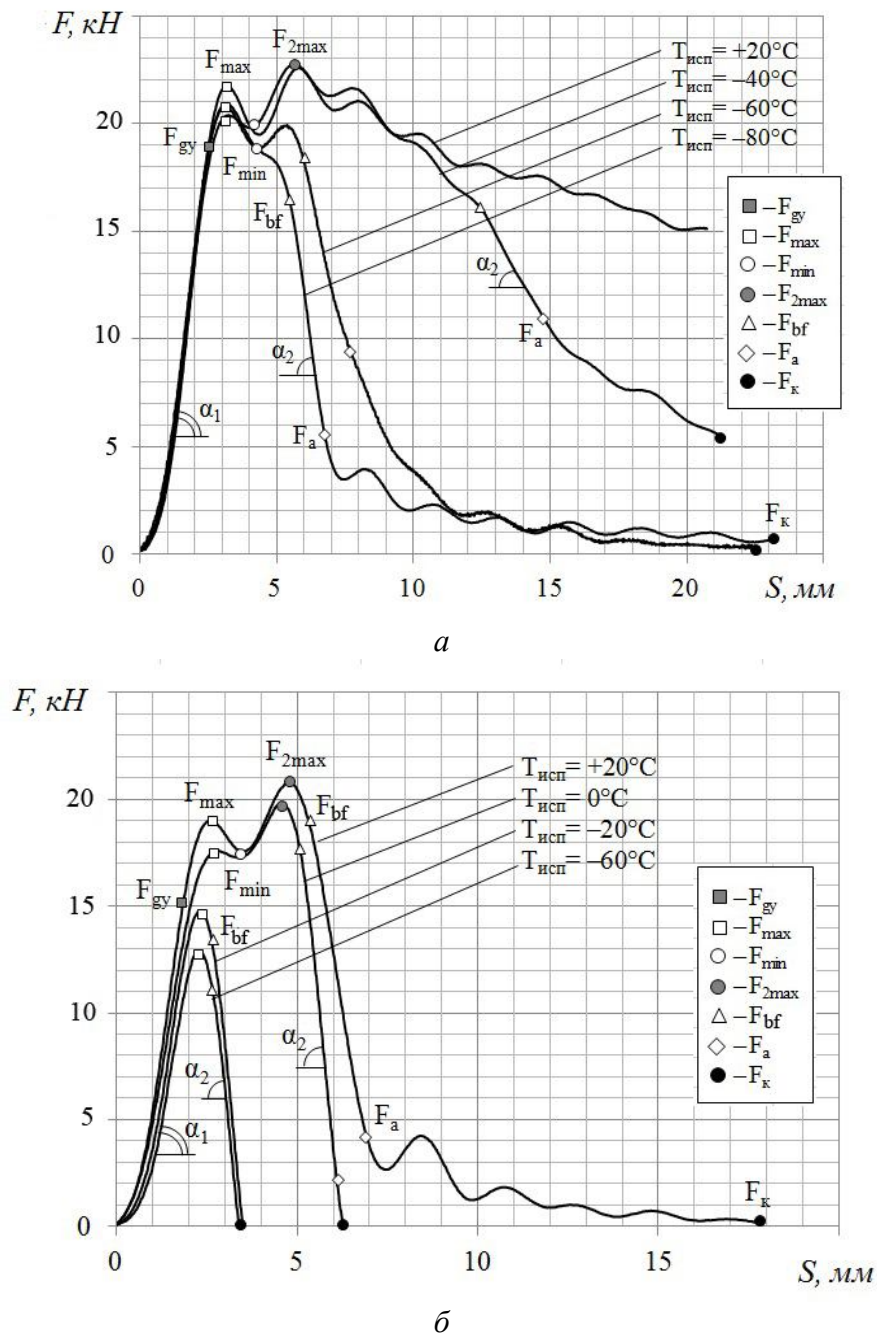


Рис. 2. Диаграммы разрушения образцов сталей 05Г2СФ (а) и 32Г2Р (б) при различных температурах испытания.

Полагаем, что до точки F_{gy} происходит упругопластический изгиб образца, вероятно, ещё без формирования магистральной трещины. Из диаграммы на рис. 2 следует, что $\text{tg } \alpha_1$ не зависит от температуры испытания и примерно одинаков для обеих сталей. Это, очевидно, связано с тем, что в исследуемых сталях основной структурной составляющей, принимающей участие в пластическом течении, является феррит.

Считаем, подобно [1–3], что на участке $F_{gy} - F_{max}$ происходит зарождение магистральной трещины. Тогда на участках диаграммы $F - S$ после F_{max} происходит распространение магистральной трещины, сопровождающееся пластическим изгибом образца. Усилие, соответствующее началу роста магистральной трещины (F_{max}), в обеих сталях максимально при $T_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (для стали 05Г2СФ $P \approx 22\text{ кН}$, для стали 32Г2Р $P \approx 19\text{ кН}$) и с уменьшением температуры испытания F_{max} падает.

Как можно видеть на рис. 2, кривая на участке $F_{gy} - F_{max}$ понижается с уменьшением температуры испытания, так как зарождение магистральной трещины происходит при всё меньших нагрузках. Снижение кривой на участке $F_{max} - F_{min}$ связано с движением (страгиванием) магистральной трещины и релаксацией напряжений путем трещинообразования [11].

Для диаграмм разрушения $F - S$ обеих сталей характерно формирование второго максимума нагрузки F_{2max} , который для образцов, испытанных при повышенных температурах, даже выше первого F_{max} . Рост сопротивления распространения вязкой трещины связан, по всей очевидности, с образованием в её окрестности области пластической деформации, где накапливаются экранирующие дислокации, поле напряжения которых противодействует напряжениям, приложенным к телу и вызывающим распространение трещины [3, 12].

Рисунок 2 показывает, что величина F_{max} , характеризующая работу зарождения трещины, существенно снижается при понижении $T_{исп}$ и/или при переходе от стали 05Г2СФ к стали 32Г2Р при близком значении прогиба образца S . Аналогичное, но более инертное поведение присуще точке F_{min} .

Следовательно, зарождение трещины в обеих рассматриваемых сталях с ферритной матрицей происходит при близком значении макропластической деформации (прогибе образца), но различном уровне концентрации напряжений, поскольку с ростом вязкости стали макропластическая деформация релаксирует всё большую часть упругой энергии, концентрация которой на надрезах образца требуется для зарождения и страгивания трещины.

С понижением $T_{исп}$ и переходе от стали 05Г2СФ к стали 32Г2Р F_{2max} не только активно уменьшается по величине, но смещается в сторону меньших S и при низких $T_{исп}$ вообще исчезает. Изменение KCV , F_{max} и F_{2max} с понижением температуры испытаний у образцов обеих сталей представлено на рис. 3. В области полностью вязкого разрушения F_{2max} коррелирует с KCV для обеих сталей. F_{max} отражает напряжение необходимое для зарождения и страгивания трещины, и его величина у стали 32Г2Р заметно падает в области ниже $T_{ХР}$ при $T_{исп} = -20; -60\text{ }^{\circ}\text{C}$.

После F_{2max} (или F_{max}) в зависимости от уровня вязкости сталей наблюдается различный ход кривых на диаграммах разрушения $F = f(S)$ (см. рис. 2):

- 1) осциллирование нагрузки F , особенно ярко выраженное для сталей в высоковязком состоянии (сталь 05Г2СФ, $T_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$), завершающееся остановкой трещин в недоломанных образцах;
- 2) резкое снижение кривой по гладкой монотонной траектории, что характерно для хрупко разрушенных образцов (сталь 32Г2Р, $T_{исп} = -20; -60\text{ }^{\circ}\text{C}$);
- 3) сочетание этих двух типов кривых, когда осциллирующий участок в F_{bf} вплоть до F_a сменяется гладкой ниспадающей кривой (сталь 05Г2СФ, $T_{исп} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Наибольшее распространение имеет третий тип кривых $F = f(S)$, когда разрушение образца происходит по смешанному механизму с различной долей вязкой и хрупкой компонент, что задает на диаграммах положение F_{bf} и F_a . С понижением уровня вязкости стали F_{bf} и F_a закономерно смещаются в сторону меньших значений F и S , что приводит увеличению угла α_2 ($\text{tg } \alpha_2$) (см. рис. 2, 3).

Это совпадает с подходом в стандарте ASTM E2298-13 [4]: в F_{bf} появляется компонента хрупкого разрушения металла.

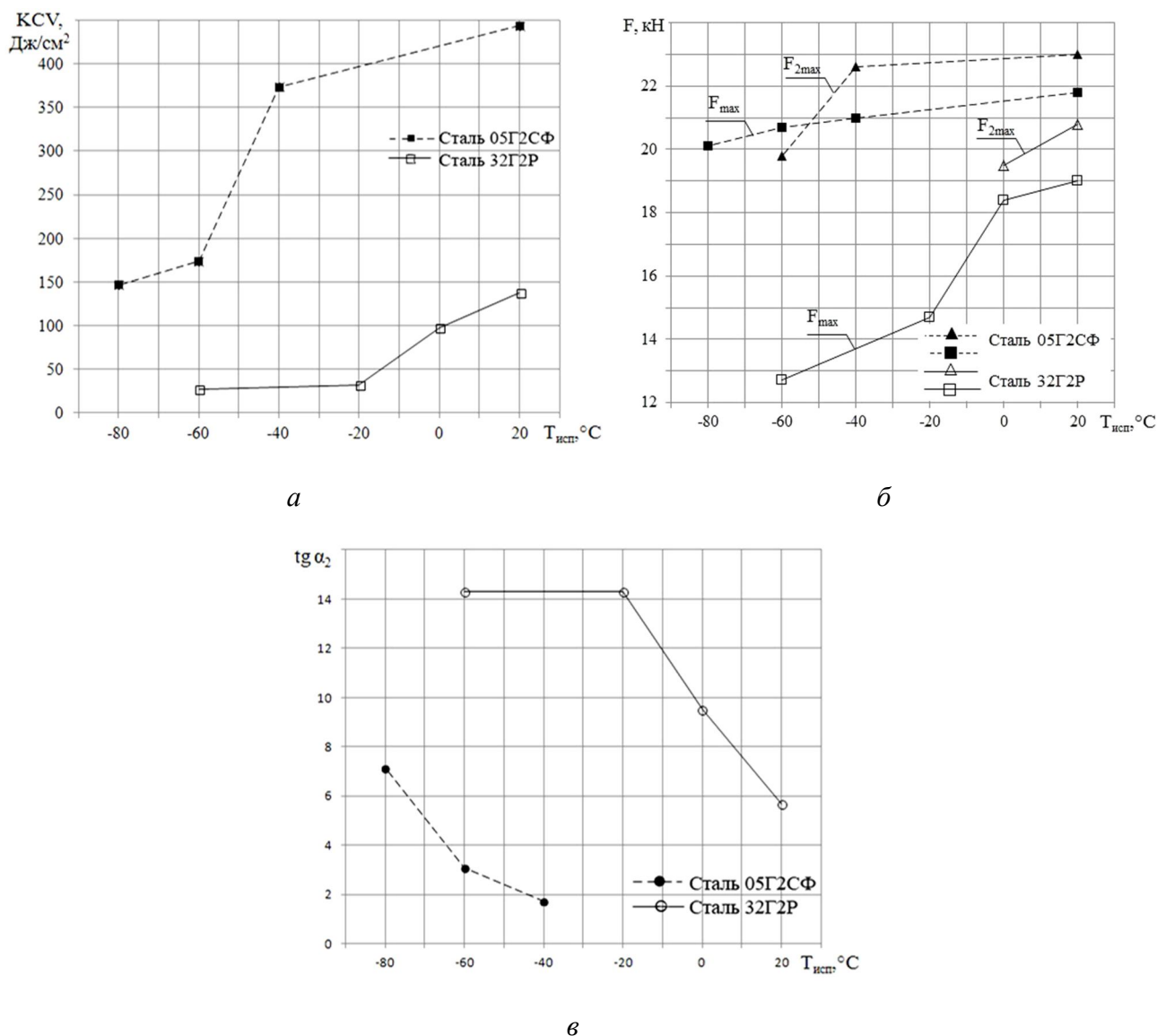


Рис. 3. Сериальные кривые ударной вязкости исследованных сталей (а) и изменение величин максимумов (F_{max} , F_{2max}) (б) и $\text{tg } \alpha_2$ (в) с понижением $T_{исп}$

Итак, наиболее полная информация о вязкости стали формируется при одновременном использовании обоих критериев: F_{max} (F_{2max}) и $\text{tg } \alpha_2$ как наиболее чувствительных и однозначно характеризующих её склонность к зарождению и распространению трещины. Кстати, из анализа данных критериев наглядно видна крайне высокая трещиностойкость стали 05Г2СФ с феррито-бейнитной (мартенситной) структурой и сверхмелким зерном, полученными по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением.

На завершающем этапе, после F_a , может вновь появиться биение кривой $F = f(S)$, что является индикатором возникновения вязкой компоненты разрушения образца при доломе (рис. 2). В крайне охрупченном состоянии (сталь 32Г2Р, $T_{исп} = -20$ и -60 °C) этот эффект отсутствует.

Привязка стадий разрушения к зонам на поверхности изломов образцов. «Критические» точки (точки перелома, экстремумов) на кривых $F = f(S)$ показывают смену величины и темпа падения разрушающей и деформирующей образец нагрузки по мере изгиба образца, а следовательно, смену механизмов разрушения. Несомненно, они имеют адекватное отражение на поверхности изломов образцов, так как каждый механизм распространения трещи-

ны проявляется как свой характерный набор параметров рельефа поверхности разрушения [10, 13].

Участок $F_{gy} - F_m (F_{max})$, по всей вероятности, соответствует зоне θ , где происходит зарождение и старгивание трещины. На недоломанных образцах стали 05Г2СФ ($T_{исп} = 20^\circ\text{C}$) трещина успевает пройти до своей остановки, в основном зону однородного вязкого разрушения L_C , что сопровождается биением нагрузки F . Наступление стадии совместного действия вязкого и хрупкого механизмов распространения трещины длится от F_{max} вплоть до F_a . Соответственно участок $F_{bf} - F_a$, где, очевидно, действие охрупчивающей компоненты в стали 05Г2СФ проявляется как зона L_B , в которой появляются расщепления при общем макро-вязком механизме разрушения [11], а в стали 32Г2Р – как область хрупкого квадрата (рис. 4).

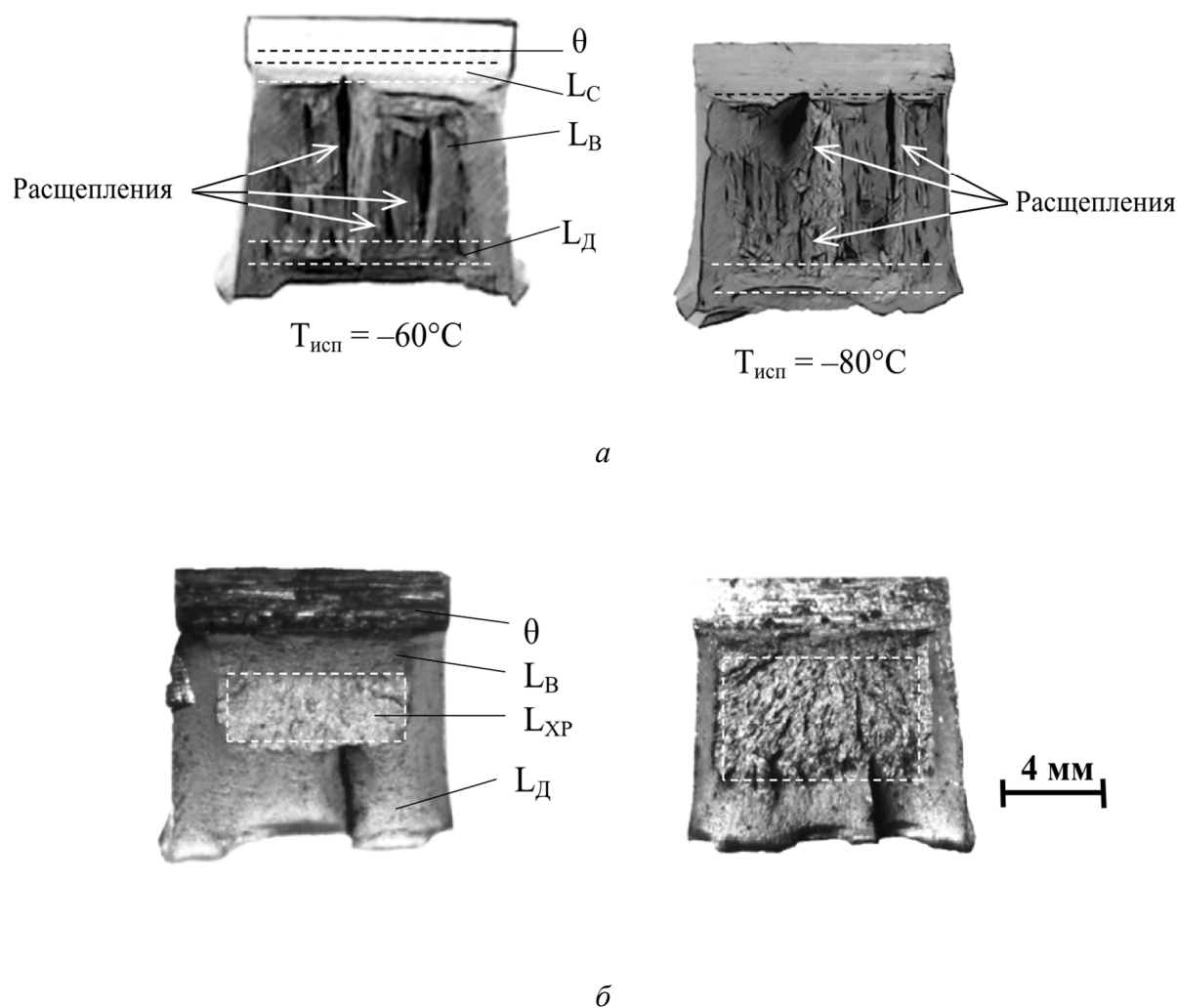


Рис. 4. Поверхности разрушения образцов Шарпи сталей 05Г2СФ (а) и 32Г2Р (б) после испытаний при различных температурах

Зона вязкого разрушения при доломе (зона L_D) проявляется как возобновление биения кривой $F = f(S)$, что при доминирующем хрупком разрушении образца (сталь 32Г2Р) не регистрируется.

4. Выводы

1. Совместным анализом отфильтрованных диаграмм разрушения в координатах нагрузка F – прогиб S при ударном изгибе образцов Шарпи сталей 05Г2СФ и 32Г2Р, сери-

альных кривых ударной вязкости и поверхности разрушения установлено, что при максимально вязком механизме распространения трещины происходит осцилляция кривых $F - S$ при весьма замедленном их снижении как на стадии зарождения, так и на стадии распространения вязкой трещины

2. Хрупкому или хрупко-вязкому механизмам распространения трещины соответствует сглаженный монотонно снижающийся участок кривой $F - S$, тангенс угла которого к оси абсцисс коррелирует с ударной вязкостью KCV .

3. Установлено, что каждому участку на кривой $F - S$ между точками перегиба (экстремума) соответствует своя зона на поверхности излома образцов Шарпи: зоны чистого вязкого разрушения ($\theta + L_C$) проявляются как осциллирующий участок кривой на диаграмме $F - S$; сглаженный снижающийся участок $F - S$ обусловлен появлением хрупкой компонентой разрушения, связанной в стали 05Г2СФ с появлением зоны L_B и расщеплений в ней, в стали 32Г2Р – хрупкого квадрата (зона L_{XP}).

Литература

1. Гудков А. А. Трещиностойкость стали. – М. : Металлургия, 1989. – 376 с.
2. Комплексный анализ механических свойств материала для обоснования ресурса и безопасности продуктов / М. А. Махутов, В. Б. Пермяков, Л. Р. Ботвина, Ю. А. Кравцова // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. – 2006. – № 3. – С. 65–76.
3. Ботвина Л. Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. – М. : Наука, 2008. – 334 с.
4. ASTM E2298. Standard test method for instrumented impact testing of metallic materials // ASTM. – 2013. – 9 p.
5. Manahan M. P., Stonesifer R. B. The difference between total absorbed energy measured using an instrumented striker and that obtained using an optical decoder // in book «Pendulum Impact Testing: A Century of Progress». – ESIS STP 1380. – 2000. – P.181–197.
6. Tronskar J. P., Mannan M. A., Lai M. O. Measurements of fracture initiation toughness and crack resistance in instrumented Charpy impact testing // Eng. Fract. Mech. – 2002. – Vol. 69. – P. 321–338.
7. Viehriig H.-W., Boehmert J., Richter H., Valo M. Use of instrumented Charpy test for determination of crack initiation toughness // in book «Pendulum Impact Testing: A Century of Progress». – ESIS STP 1380. – 2000. – P. 354–365.
8. Микроструктура и дисперсные фазы в высокопрочных сталях газопроводных труб большого диаметра / А. Б. Арабей, В. М. Фарбер, И. Ю. Пышминцев, А. Г. Глебов, О. В. Селиванова, Н. В. Лежнин // Наука и техника в газовой промышленности. – 2011. – № 4. – С. 86–91.
9. Изыскание составов и режимов термической обработки обсадных и насосно-компрессорных труб высокой прочности / Н. Т. Тихонцева, П. Ю. Горожанин, С. Ю. Жукова, М. Н. Лефлер, В. М. Фарбер // Сталь. – 2006. – № 8. – С. 70–73.
10. Фрактографическая диагностика трещиностойкости труб группы прочности X80 (K65) по результатам испытаний ударной вязкости / В. М. Фарбер, А. Б. Арабей, И. Ю. Пышминцев, В. А. Хотинов, А. Н. Журавкова, Е. Н. Чусова // XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»: материалы науч. конф. – Челябинск : РосНИТИ, 2010. – С. 108–117.
11. Фарбер В. М., Селиванова О. В. Классификация процессов релаксации напряжений и их проявлений при пластической деформации металлов // Металлы. – 2001. – № 1. – С. 110–114.
12. Кан Р. У., Хаазен П. Физическое металловедение: В 3 т. – М. : Металлургия, 1987. – Т. 3. – 664 с.

13. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) / А. Б. Арабей, И. Ю. Пышминцев, В. М. Фарбер, В. А. Хотинков, А. О. Струин // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2012. – № 3. – С. 12–20.