## МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ <u>ИЗЗВЕССТИЛЯ</u> ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ №1, 2015 Издается с января 1958 г. ежемесячно Том 58

# **ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ** ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЮСФИН Ю.С.

(Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

Заместитель елавного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Ответственный секретарь: ПОЛУЛЯХ Л.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

Заместитель ответственного секретаря: ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

#### Члены редакционной коллегии:

АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва)

БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ГУОИ ТАНГ (Китай)

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

ГРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ДУБ А.В., редактор раздела «Инжиниринг в черной металлургии» (Госкорпорация «Росатом», г. Москва)

КАВАЛЛА Р. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический университет, г. Магнитогорск)

КОСЫРЕВК.Л., редактор раздела «Металлургические технологии» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва)

КУРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ЛАЗУТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва)

МЫШЛЯЕВ Л.П., редактор раздела «Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Высокопрочные стали для энергетики» (Российский научно-исследовательский институт трубной промыиленности, г. Челябинск)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Рациональное природопользование в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СОЛОДОВ С.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)

ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материаловедение и нанотехнологии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)

ЮРЬЕВ А.Б. (ОАО «ЗСМК», г. Новокузнецк)

#### Учредители:



Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

#### Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», *Тел./факс*: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27 *E-mail*: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru 654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42 Сибирский государственный индустриальный университет, *Тел.*: (3843) 74-86-28 *E-mail:* redjizvz@sibsiu.ru

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» по решению ВАК входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук»

## IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

## IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY

Chief editor: YUSFIN YU.S. (National Research Technological University "MISIS", Moscow) Deputy chief editor: PROTOPOPOV E.V. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

**Responsible secretary:** POLULYAKH L.A. (National Research Technological University "MISIS", Moscow) **Deputy responsible secretary:** OLENDARENKO N.P.

(Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

#### Editorial board:

ASTAKHOV M.V. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

ASHIHMIN G.V. (OJSC "Institute Tsvetmetobrabotka", Moscow) BELOV V.D. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

VOLYNKINA E.P. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk) GORBATYUK S.M. (National Research Technological University

"MISIS", Moscow)

GUOI TANG (Kumaŭ)

GRIGOROVICH K.V., Editor of the section "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow)

GROMOV V.E. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

DUB A.V., Editor of the section "Engineering in Ferrous Metallurgy" (State Corporation "Rosatom", Moscow)

KAVALLA R. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

KOLOKOL'TSEV V.M. (Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk)

KOSYREV K.L., Editor of the section "Metallurgical Technologies" (FSUE "TsNIIchermet named after Bardin I.P.", Moscow)

KURNOSOV V.V. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

LAZUTKIN S.S. (Group of Companies "MetProm", Moscow)

MYSHLYAEV L.P., Editor of the section "Information Technologies and Automatic Control in Ferrous Metallurgy" (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

NIKULIN S.A (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

PODGORODETSKIY G.S. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

PYSHMINTSEV I.YU., Editor of the section "High-strength Steel for Power Engineering" (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk)

SIMONYAN L.M., Editor of the section "The Rational Use of Natural Resources in the Steel Indusrtry" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

Solodov S.V. (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

SPIRIN N.A. (Ural Federal University, Ekaterinburg)

TEMLYANTSEV M.V. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

FILONOV M.R., Editor of the section "Materials Science and Nanotechnologies" (National Research Technological University "MISIS", Moscow)

SPEIDEL M. (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

YUR'EV A.B. (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk)

#### Founders:



Siberian State Industrial University

This issue of the journal was prepared by National Research Technological University "MISIS"

#### Editorial addresses:

119049, Moscow, Leninsky prosp., 4 National Research Technological University "MISIS", *Tel./fax*: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27 *E-mail*: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru

National Research

Technological University "MISIS"

654007, Novokuznetsk, Kemerovo region, Kirova str., 42 Siberian State Industrial University, *Tel.*: +7 (3843) 74-86-28 *E-mail:* redjizvz@sibsiu.ru

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya – Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

#### СОДЕРЖАНИЕ

#### ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ

**Лейс Брайан Н.** Приостановление распространения деформации в магистральном трубопроводе (*англ.*)......5

#### РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

#### ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Дашевский В.Я.,	Александров	А.А., Леонтье	в Л.И. Термо-					
динамика рас	творов кислород	да в расплавах	систем Fe-Ni,					
Fe-Со и Со-	Ni			54				
Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Дислокационная структу-								
ра и ее компон	ненты в стали ма	артенситного кл	acca	61				

К 80-летию со дня рождения Леопольда Игоревича Леонтьева .......... 71

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1

#### CONTENTS

#### HIGH-STRENGTH STEEL FOR POWER ENGENEERING

#### RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

....

Gurevicn Yu.G. Impregnation kinetics of unsintered carbide frame by	
corrosion-resistant steel 18Cr10NiTi	. 21
Gur'yanov G.N., Zhelezkov O.S., Platov S.I., Terent'ev D.V. Marg-	
ing and efficiency of forming of wire depending on the angle of	
drawing	. 24
Botashev A.Yu., Bisilov N.U., Malsugenov R.S. Development and re-	
search of a new method of stamping	. 31

#### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Bogatov A.A., Salikhyanov D.R. Ir	nvestigation of the precision of the
internal channel of hot-rolled	pipes during expansion 3

#### ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Dragobetskii V.V., Shapoval A.A., Zagoryanskii V.G. Development	
of elements of personal protection equipment of new generation	
on the basis of layered metal composition	. 44
Antoshchenkov Yu.M. Taupek I.M. Research of the process of axi-	
symmetric upsetting by computer simulation	. 49
MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES	

31	Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I. Thermodyna-
	mics of oxygen solutions in the Fe-Ni, Fe-Co and Ni-Co melts 54
	Kozlov E.V., Popova N.A., Koneva N.A. Dislocation structure and its
	components in steel of martensite class
_	
5	To the 80th anniversary of Leont'ev L.I

### ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ



**Лейс Брайан Н.**, д.т.н., консультант (Уортингтон, Огайо, США)

Брайан Лейс является известным специалистом в области особенностей распространения трещин в трубопроводах и способах оценки материала противостоять такому разрушению. Публикуемый обзор посвящен решению вышеупомянутой проблемы. В работе представлен научно обоснованный и структурированный опыт решения проблемы рас-

пространения трещин в трубопроводах, теоретические изыскания подкреплены анализом нового экспериментального материала, полученного в мире за последние годы в различных странах, включая Россию.

#### УДК 669.018.298.3

#### ARRESTING PROPAGATING SHEAR IN PIPELINES

Brian N. Leis, Ph.D., Consultant, Inc. (bleis@columbus.rr.com)

(517 Poe Ave, Worthington, Ohio, 43085-3036, USA)

*Abstract*. The consequences of what has been termed running ductile fracture require that pipelines be designed to arrest propagation, and so avoid major incidents due to this type of failure. Approaches to characterize pipeline response and their resistance to such failure to ensure arrest rely on semi-empirical models developed in the mid-1970s. Continuing reliance on such semi-empirical models, which were calibrated using full-scale tests done on segments of pipelines, persists because this failure process involves three interacting nonlinearities, and so is complex. These nonlinearities include: 1) plastic flow and tearing instability, 2) soil-structure interaction, and 3) expansion wave response and decompression in the pressurizing media. This paper first reviews the history and related developments that represent almost 40 years invested in fracture-based approaches to quantify propagating shear in pipelines. Graphical evidence of the full-scale failure process and related phenomenology lead to an alternative hypothesis to quantify this failure process that is based on plastic collapse rather than fracture. It is shown that the phenomenology does not support a fracture-controlled process, and that instead the metrics of arrest should reflect the flow properties of the steel. Finally, aspects of fracture-based approaches are related to the collapse-based concept as the basis to understand the success that at times has been achieved using fracture-based approaches. Surrogates for CVN energy that has been used in the BTCM as a measure of fracture resistance are reevaluated as functions of the flow response, which provides the basis to rationalize the historic successes on the fracture-based formulation. Finally, remaining gaps and issues are addressed.

Keywords: propagating shear, fracture, arrest, arrestor, tough steel, Battelle two-curve model, through-wall collapse, plasticity, CVN, DWTT, steel, separations/splits, model development.

#### Introduction to propagating fracture

The phenomenon historically termed running fracture referred to the rapid axial propagation of a fracture along a transmission pipeline pressurized with natural gas or a super-cooled fluid. Ductile propagation occurs by the axial extension of shear failure (propagating shear) that continues until the decompression front formed in the transported product in the wake of the expansion wave caused by the rupture exceeds the speed of the propagating shear. Arrest occurs because the pressure driving this process falls below its critical value. The balance between the decompression speed and the speeds of the propagating shear is dependent on the fluid's properties, the line-pipe's size and its resistance to failure, and the backfill conditions.

#### Traits of propagating brittle fracture

The consequences of running fracture require that pipelines be designed to avoid related incidents with a high level of certainty. This was a problem for the line pipe steels of the 1960s and before because offered little resistance to running fracture. In some cases, the steels made prior to the late 1950s had a fracture appearance transition temperature (FATT) well above the service temperature, which opened to the potential for brittle long running fracture. Failed pipes showed chevrons on flat through-wall fracture surfaces, and propagation occurred at very high speeds, well above 500 meters/second (m/s). Multiple fracture paths were common in some full-scale tests and in-service failures, because the energy available to drive fracture often far exceeded the resistance of the steel under such conditions. Brittle propagation tracked a sinusoidal shape that was associated with elastic stress waves triggered by fracture initiation, which propagated at speeds comparable to the fracture and directed its path(s).

Fig. 1 presents views typical of such cracking that have been adapted for present purposes from archival records of some early work done at Battelle. The traits of brittle propagating fracture are typical of dynamic fracture evident in steels studied in regard to Naval and other structures beginning in the 1940s. Initiation gave rise to a crack that could be seen in high-speed films of the process to extend axially with a sharp crack-tip, consistent with linear-elastic fracture mechanics (LEFM) concepts [e.g., see 1], which had been emerging in the work of Irwin and others in the same timeframe [e.g., 2]. Because the initiated fracture continues to propagate axially, the term "propagating fracture" is physically descriptive of the phenomenology as evident in the high-speed films. Brittle propagating fracture ran in the line-pipe steels of the 1950s and before at speeds the order of the acoustic velocity in the pressurizing media.

The fracture features in Fig. 1, a show little evidence of through-wall thinning, while the brittle cleavage mechanism that underlay this process required very little energy to create new crack surface. On this basis, crack advance occurred with very little energy being dissipated per unit area of new surface being created. Fig. 1, b is typical of the sinusoids observed, with the amplitude and period of the sinusoid being a function of the pipe diameter and thickness, and other factors that controlled the process.

As the significance of fracture mode was understood, steels were developed that were capable of much lower values of the FATT. Accordingly, the concern for brittle fracture was managed by appropriate steel design and specifications. With the expectation that such ductile steels would end concern for running fracture, full-scale experiments were done to confirm that expectation. But, as history demonstrates, where test circumstances at hoop stresses typical of service led to fracture speeds that outran the decompression front, dynamic propagation remained a concern. The only difference was that the mode of failure had shifted from brittle to partially or fully ductile. Given that as Figure1a shows little dissipation occurred in regard to plastic flow local to the fracture plane, arresting this failure process was difficult, with very long fractures possible, some of which ran many miles. Arrest in such cases was plausible only if a reduction in the factors that drive this cracking occurred, due to a decreased hoop stress, or if pipe joints were encountered that had a FATT below the test or service temperature, thereby providing more dissipative properties.

#### Traits of propagating ductile fracture or propagating shear

Fig. 2 shows the traits of ductile fracture propagation developed in some of the early testing, which as for the prior illustrations have been adapted from archival records in regard to related work by the author. Fig. 2 develops in parallel to the elements of Fig. 1, a. Fig. 2, a illustrates a transitional situation wherein the steel's response is partially ductile, whereas Fig. 2, b shows traits that were typical of fully ductile response.

The transitional response presented in Fig. 2, *a* shows flat fracture typical of brittle behavior at mid-wall, while shear fracture is evident at the inside and outside surfaces of the pipe. There is very little evidence of through-wall thinning that reflects plastic flow very local to the fracture. Such thinning is only evident over a distance less than one wall-thickness from the plane of the failure. Fig. 2, *b* is typical of the fully ductile response evident for conventional steels produced circa the mid to late 1960s. Although this shows shear response across the full wall thickness, the extent of the through wall thinning in just marginally greater than that evident for the transitional behavior. However, the thinning is limited to about 10 % of the wall thickness and this develops over a distance the order of twice the wall-



Fig. 1. Traits of brittle propagating fracture – full-scale testing circa 1960:

a - characteristics of the fracture process and path; b - post-test photograph of the fracture path indicating the scale the sinusoid in inches



Fig. 2. Characteristics of the fracture process and path for transitional and ductile response: a – transitional response circa the mid-1960s testing; b – fully ductile response circa the late 1960s testing

thickness from the plane of the failure. As such, even for fully ductile response, the amount of energy dissipation due to plastic flow local to the rupture plane is small, and as the surface is rather featureless the energy required to create new surface is relatively small per unit area created.

## Early models characterizing propagating shear failure

Even in the 1960s and early 1970s, a full-scale experiment to quantify the response of the pipeline to possible propagating shear failure was expensive. These experiments also involved significant preparation time and even then success was not guaranteed. Finally, the utility of the outcomes of such tests were limited to the specific steel and experimental parameters evaluated. While these aspects remain the same today as in the 1960s, the passage of time has produced much better instrumentation, with high-rate data capture, and computer-based data management, and analyses. Even so, the high cost when weighed against the limited generality of each full-scale test motivates the development of models that capture the controlling factors to determine if a given steel meets the requirements of a proposed advanced pipeline design.

Rudimentary nonlinear fracture mechanics (NLFM) technology [e.g., see 1] was emerging in the 1960s in parallel with the view that propagating shear failure was an safety concern. Because the available technology then fell well short of addressing the coupled nonlinearities evident in the full-scale testing, it was expedient then to formulate an empirically calibrated semi-analytic model. While NLFM has come a long way since, the complexity of the physics and mechanics means that even today the work on modeling continues to rely on empirical calibration. In this context, while current modeling work appears elegant, in most ways it is no more fundamental in its formulation than the work done at Battelle beginning in the 1970s.

#### The battelle two-curve model

Battelle [3] developed independent expressions for the gas-decompression behavior and fracture resistance that were coupled in a model through what was termed a backfill coefficient, denoted herein as  $C_{RF}$ . The approach to characterize decompression was analytic and based on the Benedict-Webb-Rubin equation of state (EoS), as modified by Starling [4, 5] (BWRS). This EOS covered a spectrum of gas compositions through inclusion of binary interaction coefficients for natural gas liquids up through C6, and also the presence of CO<sub>2</sub>. This fundamentally sound formulation proved viable for the gas compositions of interest then, and remains quite robust today in dealing with the rich (dense-phase) gas compositions of recent interest [e.g., 6]. The speed of the propagating shear failure was expressed analytic functional form based on mechanics analysis for plastic wave propagation. It became empirical through its calibration in reference to both flow properties and fracture resistance for the steels involved. These one-dimensional expressions for the propagating shear speed and the decompression speed and were then empirically coupled through  $C_{RF}$ .

Determination of the toughness required for fracture arrest came by identifying the toughness that caused these two independent velocity expressions to become just tangent. As the solution was done graphically, the two curves representing each of the expressions involved, this model became known as the Battelle Two-Curve Model (TCM). This TCM became the standard by which the arrest toughness was determined, and remains in use today by virtue of its being the only simply practical model capable of addressing such situations.

Because the Battelle TCM (BTCM) required an iterative solution, and many of the situations of concern involved single phase or nearly single-phase gases, the BTCM was used parametrically to solve a matrix of cases under the general assumption that the gas was lean and the pipeline was backfilled with soil. The cases considered included: outside diameters from 12 to 48 inches (305 to 1219 mm) and wall thickness,  $t_{1} \ge 0.1$  inch (2.54 mm); pressures from 594 to 2200 psig (4092 to 15158 kPa) causing hoop stresses from 64 to 80 % of the specified minimum yield stress (SMYS) in the range from 50 to 80 ksi (345 to 551 MPa), and values of the acoustic velocity in the gas at its initial pressure and temperature,  $V_{a}$ , in range from 1200 to 1400 feet/second (ft/s) (366 to 427 m/s). The results of this analysis matrix were then trended, and that outcome evaluated at the average value of  $V_{a}$  over the range considered (i.e., 1300 ft/s or ~397 m/s). The resulting equation, termed the Battelle simplified equation (SE) [7], was given as:

$$C_{\nu(1/1)} = 1.08 \cdot 10^{-2} \sigma_h^2 (Rt)^{1/3} \text{ (US Units);}$$
  

$$C_{\nu(1/1)} = 3.57 \cdot 10^{-5} \sigma_h^2 (Rt)^{1/3} \text{ (SI Units),}$$
(1)

in which *R* is the radius of the pipe; *t* is as above the wall thickness;  $\sigma_h$  denotes the hoop stress; and  $C_v$  denotes the Charpy Vee-notch (CVN) energy and  $C_{v(1/1)}$  indicates that it is the linearly scaled full-size equivalent (FSE) CVN energy. This is one of many SEs, with many others including those due to the American Iron and Steel Institute (AISI) [8] and the British Steel Corporation (BSC) [9]. These two along with the Battelle SE underlie the criteria historically listed in various Codes and Regulations for use in assessing arrest requirements.

#### Limitations and key assumptions inherent in the BTCM

The BTCM and the Battelle SE (BSE) embed empirical calibration for Grade 448 (X65) and below. The steels considered had toughness quantified by the FSE CVN energy of 100 J or less, with the average being less than 35 ft-lb  $(\sim 47 \text{ J})$ . Similar limitations on calibration data exist for all SEs, which depend on the specifics of the database that underlies their empirical calibration. The BTCM also embeds limitations on scope that reflect the strength and flow (strain hardening) response and toughness, for both fracture initiation and fracture propagation. Fracture initiation enters the BTCM through consideration of the fracture arrest pressure, which carries back to the log-secant-based NG-18 Equations [10]. Fracture propagation for this formulation embeds parameters that quantify both the deformation response and the fracture resistance.

Two empirical calibrations central to the development of the BTCM are illustrated in Fig. 3 and 4. Fig. 3 presents the correlation developed to relate fracture resistance quantified by CVN energy, presented on the x-axis, to the strainenergy release rate in a pipe, denoted then as  $G_c$ , shown on the y-axis. To provide consistent units between these parameters, the CVN energy was presented as an energy density per unit area (i.e., 12 CVN/ $A_v$ , where  $A_v$  is the area of the CVN specimen in inch<sup>2</sup>). The energy release rate  $G_c$ for the thin-walled pups tested was defined as  $K_c^2/E$ , where  $K_c$  denotes the crack-tip stress intensity factor driving fracture, which was taken in the strip-yield form developed by Hahn et al [11] viz.:

$$K_c^2 = \frac{8c\overline{\sigma}^2}{\pi} \ln \sec\left[\frac{\pi\sigma_h}{2\overline{\sigma}}\right],\tag{2}$$



Fig. 3. Correlation between the full-scale test value of  $G_c$  and CVN resistance:

a – lower toughness results; b – recent higher toughness results; I – BS7910 specimen fit; 2 – Barsome&Rolf X52 specimen fit; 3 – Barsome&Rolf X70 specimen fit; 4 – Power-law specimen fit

where  $\overline{\sigma}$  was flow stress defined as the actual yield stress,  $\sigma_y$ , plus 10 ksi (69 MPa),  $\sigma_h$  was as above the hoop stress, and *c* denoted the half-crack length. In turn, these parameters were used to quantify the fracture initiation and propagation resistance, denoted then as *R*.

Fig. 4 presents the correlation developed to address the effects of backfill and the correlation that was developed to relate the propagating shear velocity to:

1) the flow properties of the steel quantified by  $\overline{\sigma}$ ,

2) the steel's resistance to fracture, R,

3) the dynamic (instantaneous) pressure on the decompression front,  $P_d$ , the arrest pressure,  $P_a$ ,

4) the backfill coefficient, which was taken to be constant,  $C_{BF}$ , and

5) a fitting parameter, the exponent denoted "x", viz.:

$$V_F = C_{BF} \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{R}} \left[ \frac{P_d}{P_a} - 1 \right]^x.$$
(3)

In this equation,  $V_F$  is the 'fracture' speed, while  $V_{pl}$  was the speed of the plastic wave in the pipe steel running in advance of the fracture, and the value of exponent was empirically chosen, as was the constant,  $C_{BF}$ . Fig. 4 presents this correlation in terms of normalized pressure on the *y*-axis, expressed as  $P_d/P_a$ , as a function normalized fracture velocity on the *x*-axis expressed as  $V_F/(\overline{\sigma}/(C_v/A_v)^{0.5})$ .

Consider first Fig. 3. Fig. 3, *a* presents the results from Reference 10 that underlie the correlation used in the BTCM between CVN energy density and the corresponding value of  $G_c$  quantified by the response of full-scale burst tests on short pups. The values of  $G_c$  shown were calculated using the pretest length of the through-wall (TW) defect that was cut into each pipe, which was then sealed against



Fig. 4. Relationships between normalized pressure and normalized fracture velocity:
 □ – FS Test, 30-inch backfill; O – FS Test, no backfill;
 *I* – BTCM, no backfill; 2 – BTCM, 30-inch backfill;

3 – Lin Reg, no backfill; 4 – Lin Reg, 30-inch backfill

leaking. Two groups of data points and one set of trends are shown. The small sample of tests involving TW defects (TWD) that were chosen for this calibration are shown as the "X" symbols, while data for two tests of higher-strength (~X80) nickel-steels (specifically IN787) are shown as the "+" symbols. The CVN plateau toughness (CVP) for these steels ran from 15 to 75 ft-lb (20 to 102 J) in grades from X52 through EX100 (358 to 690 MPa), where the EX100 is a 1960s vintage experimental quenched and tempered (Q&T) pipe that remains in service today, although at a value of SMYS dictated by that for the much lower grade pipe it was run with. Although the data showed high scatter that went unresolved, and the best-fit linear slope for all of the data was  $\sim 0.81$ , while that for the line pipe was only 0.18, these results were represented by a one-to-one relationship in the BTCM, and other related modeling.

The linear trends that lie near the lower margin in Fig. 3, *a* relate CVP to  $K_c^2/E$  in terms of broadly published correlations between CVN energy and results for LEFM fracture mechanics laboratory-scale test geometries. The disparity between the pipe data and those fracture-mechanics-based correlations is large, which apparently traces to the finite width of those geometries in contrast to the undefined but very large effective width for the pipe. That the specimenscale correlations do not approach zero as CVN does means they could not be simply scaled to account for the disparity between full-scale and laboratory-scale results.

While the data in Fig. 3, a were considered adequate to empirically calibrate the BTCM for lower-toughness steels, it is clear from Fig. 3, b that the response at higher-toughness cannot be represented by the linear correlation adopted in the BTCM. Fig. 3, b roughly doubles the scales in part a) of this figure, to permit inclusion of recent work by Tokyo Gas (TG) [12] that extends the database to cover toughness values that approach the levels more typical of modern line pipe. It is clear from Fig. 3, b that use of linear correlation in the BTCM is open to question beyond a FSE CVN energy level of about 75 ft-lb (~100 J). The NG-18 Equations that are embedded in the BTCM are likewise limited in their utility to that same energy level. It is apparent given the scatter in Fig. 1, a that the one-to-one correlation can overestimate the fracture resistance of the pipes that underlie this figure by almost a factor of two. Finally, in regard to Fig. 3, b it is apparent that the one-to-one correlation can overestimate fracture resistance to an extent that increases as toughness increases. This tendency is consistent with the 'Leis correction factor' (LCF) for the BTCM [13], which was based on instrumented CVN testing that showed the relative fraction of the energy dissipated in crack propagation decreased nonlinearly as the toughness increased. As noted elsewhere [14], these trends suggest a simple correction to the BTCM based on the trend in Fig. 3, b has the same effect on predicted energy to arrest fracture as does the LCF.

Five key assumptions were implicit in regard to Fig. 3. First, it was tacitly assumed that fracture mechanics char-

acterized the phenomenology associated with the failure process that Fig. 2 indicates occurs by ductile shear failure, which runs along the pipeline. Second, it was assumed that the strip-yield model for  $K_c$  developed by Hahn et al [11] adequately characterized the driving force for this shear failure process. Third, it was assumed that  $K_c$  so quantified could be adequately represented in regard to the pretest size of the patched TWDs cut into the pipes reported on in Fig. 3. Fourth, it was assumed that the CVN sample and the energy dissipated quantified adequately characterized the resistance of pipe steel to the propagating ductile shear failure evident in Fig. 2. Fifth, and last, it was assumed that the trend in Fig. 3 could be adequately characterized by a one-to-one relationship between  $G_c = K_c^2 / E$  and the CVN energy. Discussion in the next section returns to consider several of these assumptions.

Consider next the results presented in Fig. 4, which discriminates between the results from the full-scale testing for soil backfill ("", symbols) and for no backfill ("O" symbols), and shows the best-fit linear regression for these data as dashed lines. This figure also shows the correlations used in the BTCM to relate fracture velocity to pressure for these datasets and determine the backfill coefficient, denoted CBF. All else being equal, it is apparent that the 'fracture' velocity where backfill is present is much less than when the testing is done either in an open trench or above ground – because the data for the backfilled testing lie well to the left in this figure, at lower velocities, than do the results without backfill. Fig. 4 indicates that a highquality data fit is achieved when the exponent is as chosen at 1/6 across the range of results for nominally 30-inchdeep (762 mm) backfill. This follows from the observation that the regression trend shown as the short dashed line virtually overlays the solid line that derives from the form of Equation 3 when the value of the exponent is taken at 1/6. Simplicity in formulating the BTCM achieved by retaining this value of the exponent for cases where backfill is absent leads to the solid line shown through that dataset. While that choice led to a functional form that passes through or near much of that data, Fig. 4 indicates that this choice falls well off the best-fit line through those points, which is shown in this figure as the dash-dot line.

Several assumptions were also associated with the relationship developed in regard to Fig. 4. First was the fundamental assumption that the fracture process follows in the wake of and can be quantified as a function of the speed of a plastic zone that runs ahead of the propagating shear failure. Second, it was assumed that the three-dimensional (3-D) flow process in the propagating plastic zone could be adequately characterized in a one-dimensional framework by a flow stress and strain hardening exponent (i.e., implicitly typical tensile properties). Third it was assumed that the resistance to propagating shear could be expressed relative to the plastic strain and the flow stress. Fourth it was assumed that Equation 3 adequately characterized this set of parameters. Finally, it was assumed that the two empirically determined parameters in that context could be taken as constant for a given set of backfill conditions, with the exponent further taken to be the same regardless of the backfill conditions. Discussion in the next section also returns to consider several of these assumptions.

#### Implications and consequences of the BTCM assumptions

In spite of the many above noted assumptions, and its calibration being limited to steels in Grade 448 (X65) and below that had  $C_{\nu(1/1)}$  energy at 100 J or less, the BTCM remains in use well beyond these limitations. This is because it is the only relatively simple and so practical basis to assess arrest toughness available today. That being said, it is instructive to assess the viability of the many assumptions, to better understand their implications in applications of the BTCM to modern steels. More important practically, because the scatter evident in regard to Fig. 3, a and 4 indicates that predictions based on the BTCM will likewise show scatter, it follows that improved predictions would result if the cause of the scatter was understood and could be excised. Quantifying which assumptions drive the scatter thus helps to identify where this effort has the potential to improve arrest predictions within a fracture-based framework.

This section uses the BTCM to predict the required arrest toughness for the line pipe steels and pipe sizes typical of the era when the BTCM was being developed. Two datasets are considered in this assessment of the BTCM. The first involves the dataset that underlies the development and empirical calibration of the BTCM [15]. Given the many disposable parameters involved, and their use in tuning the calibration, the BTCM should correctly calculate the required toughness across that dataset. The second dataset evaluated is that developed in work for the British Gas Council (BGC) [16], which occurred over almost the same period as the testing for the BTCM. Because the work for the BGC involved steels and pipe sizes from the same era, issues due to changes in such parameters over the decades since the BTCM was formulated are eliminated as causes for predictive disparity – if such is found.

#### Best-case scenario – the BTCM applied to its calibration database

Fig. 5 presents the arrest toughness calculated using the BTCM across the database that underlies its calibration [i.e., 15]. While such calculations are akin to predictions, they are more correctly an assessment of the quality of the curve-fits and the adequacy of the constants chosen for the several disposable parameters. The *x*-axis in this figure is the FSE CVN energy associated with the pipe that arrested the fracture, while the *y*-axis is the value calculated by the model. Fig. 5, *a* is specific to the BTCM, while Fig. 5, *b* addresses the results for the BSE applied to the same dataset. Correct results in this format involve arrest results (open circles) that lie below the one-to-one line and



Fig. 5. Calculated arrest toughness for the database that underlies the BTCM calibration: a - BTCM calculations; b - BSE calculations;  $\Box - propagate$ ; O - arrest

propagate results (open squares) that lie above it. While incorrect results that lie on either side of the one-to-one line indicate an issue, those cases where arrest is predicted whereas propagation actually occurs are non-conservative and so pose a significant practical concern, and so hereafter are termed 'critical errors'. Such critical errors are evident as open circle symbols anywhere above the one-to-one line.

Given the several disposable parameters and the ability to tune the values for the constants in formulating the BTCM, the vast majority of the arrest versus propagate calculations are expected to be correct across its calibration database. Fig. 5, a, which presents the results of those calculations confirms this: the results show good discrimination between pipes that arrest or propagate shear failure. Likewise, because the BSE trends predictions based on the BTCM, except for its assumption that the arrest velocity for these tests could be reasonably represented by the average value of 1300 ft/s (397 m/s), good discrimination also is expected for the BSE. Fig. 5, b confirms this, but it must be emphasized that all data considered reflect single-phase decompression response.

While the results in Fig. 5, *a* indicate that the disposable parameters and their tuning affected good discrimination across the calibration database, they lead to one critical error where arrest is expected but propagation occurs, while a second case falls just slightly on the error side of the one-to-one line. While this corresponds to a critical error rate the order of a few percent, the several disposable parameters and related tuning suggest that even one critical error is more than might be expected. Because the BSE was derived by trending the BTCM for tests that involved single-phase decompression, the results in Fig. 5, *b* for the BSE are expected to be comparable to that for the BTCM. This is indeed the case, as the critical error rate for the BSE

is identical to that determined for the BTCM. Given the basis for the BSE, this outcome suggests that at least for these full scale tests the value of the arrest velocity for these tests must be close to the value of 1300 ft/s (397 m/s) assumed in regard to the BSE.

It follows from Fig. 5 that the BTCM and the BSE reasonably characterize the propagating shear failure behavior that occurred within their calibration database. Likewise, it is apparent that the many assumptions appear viable – and that the scatter that underlay some of the key assumptions does not significantly impair the model's ability to discriminate whether a pipe's properties are capable of arrest versus propagation.

#### Preditictive scenario – BTCM applied to a contemporary database

Consider next the utility of the BTCM and the BSE to predict the arrest toughness required in regard to data developed outside their calibration, but within the same class of steels and pipe sizes typical of the era when the BTCM was developed. To that end the BTCM and the BSE are evaluated relative to predicted values of arrest toughness versus that observed in related full-scale testing done in the work associated with the BGC [16]. Fig. 6 presents these results in the same format adopted for Fig. 5. The only key difference is that the scales on the axis of the figures has been reduced roughly by a factor of two, to accommodate the relatively lower resistance of the steels involved.

The predictions evident in Fig. 6 are comparable to those for the calibration database (Fig. 5) for the cases where the pipe is capable of arresting the propagating shear failure, all of which are correctly predicted, save for one critical error. However, for this dataset that critical error (which is highlighted by the dashed circle) is badly miscalled – as it falls far above the one-to-one line in comparison to that in Fig. 5. While similar to the calibration dataset in regard to the arrest results, these true predictions involve many miscalls for pipes where shear failure continued to propagate. These pipes are evident in Fig. 6 as the many square symbols that now fall well below the one-to-one line for both the BTCM and the BSE.

In view of Fig. 6 it is apparent that when the BTCM is used outside its calibration dataset more scatter is evident: six miscalled predictions now are evident out of 24, leading to a rather high error rate of 25 %. Whether or not this outcome is due to scatter, or to differences in the fitting parameters that would better harmonize the combined database, or if the relatively lower toughness steels considered in the BGC work involved fundamentally different response is unclear. While one critical error occurred as for the calibration database, five pipes were predicted to propagate whereas arrest occurred. It follows that the BTCM did not effectively discriminate between an arrest versus a propagate pipe – which is its primary function. In addition, the extent of disparity between the predicted outcome and the actual response increased somewhat. The

next section considers one major error source as a possible explanation for this.

#### Assessing a major source of scatter

Detailed study of the underlying calibration database suggests that the significant scatter evident in Fig. 3, *a* is due to the assumption (or expectation) that the pretest notch length was a viable estimate of the length at instability. The extent of the error that can be ascribed to this assumption can be inferred in regard to Fig. 7 (adapted from [14]), which is a view local to a patched TWD in a thin-walled pipe made of a 1964 vintage line-pipe steel. Many such tests were done then [e.g., 10] as well as since involving larger-diameter relatively thin-wall pipes, using notches whose pretest lengths ranged from  $0.1 \le c^2/Rt \le 20$ .

The image in Fig. 7 reflects Test #18-8 on a 30-inch (762 mm) diameter pipe, with 0.375 inch (9.53 mm) wall made of grade X52 (358 MPa). This line pipe had an actual yield stress (AYS) of 60.6 ksi (418 MPa) and an ultimate tensile stress (UTS) of 81.3 ksi (560 MPa), leading to AYS/SMYS = 1.165 with Y/T = 0.75, all of which are typical of the late 1960s TWD database. The pretest length



Fig. 6. Predicted arrest toughness for the BGC database: a - BTCM predictions; b - BSE predictions;  $\Box - propagate$ ; O - arrest



Fig. 7. View of a TWD seconds prior to instability (the inset indicates the pretest notch length)

of this TWD, whose tips were cut with a jeweler's saw, was 3.3 inches (84 mm) for which  $c^2/Rt$  0.49. As such, this TWD was rather short in comparison to the range of pretest lengths that were evaluated. This defect was patched to seal against leaks and pressurized until axial instability of the TWD, which occurred at 1.07  $P_{\text{smys}}$ . The temperature for this test was 26 °F (3.3 °C), which opens to the potential for less ductile response, as it falls well below the shear-area transition temperature (SATT). That being said, because this pipe had a relatively high CVP energy at that temperature, collapse-controlled failure remained plausible.

Test 18-8 was captured on high-speed film through instability, from which Fig. 7 and a sequence of like images was obtained – with that shown made just seconds before instability. Although the testing was done below the SATT, it is apparent from Fig. 7 that significant subcritical tearing developed prior to instability. Also note that the NG-18 Equations that figure prominently in aspects of the BTCM incorporate bulging local to defects, which appears as an important factor. While that could be the case for some tests involving longer TWDs, it is apparent in Fig. 7 (and many others like it) that the image remained in focus as is apparent here up through instability. Given that bulging involves deformations that locally distorts the pipe's cylindrical shape, the image quality here implies that the pretest focus remained viable.

It follows that little local bulging occurred, which opens to question when the significant pucker often seen posttest actually forms, and the extent to which bulging prior to axial instability contributes to that posttest pucker. But, more critically in regard to Fig. 3, which discounted possible growth through use of the pretest TWD length in calculating  $G_c$ , Fig. 7 shows that significant differences can develop between the calculated and actual values of  $G_c$ , which lead to scatter

In light of the form of Equation 2, where the half-length of the TWD contributes linearly to  $K_c$ , if the TWD increased in half-length due to stable tearing prior to instability, then the value of  $K_c$  increases proportionally, while the value of  $G_c$  on the y-axis of Fig. 3 increases as the square of that increase in half-length. Fig. 8 trends these dependencies as the basis to indicate the significant scatter that can develop due to the assumption that the pretest notch dimensions were a reasonable estimate of the circumstances at instability. The y-axis in this figure is the ratio of final to initial crack driving force while the x-axis is the amount of stable tearing normalized relative to the initial TWD halfcrack length.

Fig. 8 indicates that where significant stable tearing is possible, the error introduced by using the initial TWD halflength in Fig. 3 can be several hundred percent. Critical in this context is that the resistance of the steel to stable tearing (quantified by CVN energy) and the initial notch depth couple nonlinearly to control the amount of tearing that occurs. Thus, small initial defects in tougher steels can undergo significant tearing, while longer initial defects in less tough



Fig. 8. Ratio of final to initial crack driving force as a function of normalized stable tearing:  $1 - K_c$ ;  $2 - G_c$ 

steel undergo virtually no stable tearing. In regard to the TWD shown in Fig. 7, the final length (i.e., notch plus tearing) increased from 3.3 inches (84 mm) to about 5.6 inches (142 mm) prior to instability. Given this result, entering the *x*-axis in Fig. 8 at a value of (5.6 - 3.3)/3.3 = 0.7 indicates that for this test the value of  $G_c$  increased due to stable tearing by about 2.9 times.

It follows that the assumption that the pretest notch length was a reasonable estimate of the circumstances at instability by itself can lead to huge scatter in regard to Fig. 3. In view of this, the disparities evident in regard to the arrest toughness predictions in Fig. 6 versus that in Fig. 5 are not surprising. It is plausible in this context that the choice made to represent the results in Fig. 3 by a one-to one relationship provides an average outcome between cases that incurred significant stable tearing and those that did not. Another factor is that Test 18-8 was among the shortest pretest TWD lengths considered, and involved a steel capable of supporting significant stable tearing. This indicates that the 2.9 fold increase noted in the value of  $G_c$  tends to be a near worst-case indicator of the potential error due to this consideration. Finally, it is plausible that other assumptions or choices in parameter values act to offset the effects of this assumption. Regardless of which of these scenarios applies, it is clear that the value of  $G_c$  can vary greatly leading to scatter that can be expected in the use of the BTCM.

#### Toughness limitation for the BTCM and its consequences

As noted earlier, the calibration of the BTCM was limited to steels in Grade 448 (X65) and below that had  $C_{\nu(1/1)}$ energy at 100 J or less. While it is usual to limit the use of any model that is empirically calibrated to within the bounds of the underlying database, because pipeline design is driven to more demanding applications there was an almost immediate need to use the BTCM beyond such bounds.

#### Trends as toughness increased – work in North America

The first practical test of the technology that underlies the BTCM came in the context of full-scale tests that were done in support of the Canadian Arctic Gas Study Limited (CAGSL). CAGSL involved a natural gas pipeline running from the North Slope of Alaska and the Mackenzie Delta, into the Northwest Territories, and on to Southern Canada and the United States. As the eventual design was not finalized in 1972 as the initial test parameters were being considered, that plan considered 48-inch (1219 mm) diameter line pipe produced in Grades 448 (X65) and 482 (X70) in wall thicknesses corresponding to an 80 % design factor. The plate rolled into test pipes involved both controlledrolled and Q&T steels. The target pressure was 1680 psig (115.8 bar), which led to quite thick pipe. The target test temperatures were from -14 to -32 °F (-26 to -36 °C) to represent conditions considered relevant to the project. Consideration was given to integral 'fracture arrestors' in this set of tests. The second set of tests involved Grade 482 (X70) and was completed in 1975 under similar test conditions, except that slightly rich gas containing a modest amount of CO<sub>2</sub> was used. It follows that these tests were much more demanding than the circumstances considered for either the calibration database or the testing considered in regard to the BGC. As such, the toughness required to affect arrest for these tests was anticipated to run on average well above that of the full-scale test experience that was embedded in the calibration of the BTCM.

Although the initial testing was done in the early 1970s, and preceded the complete formulation of the BTCM (which was published in 1975), many of the key elements that underlie the BTCM had been published prior to or in 1972, in the context of the NG-18 Equations [e.g., 10, 11]. That technology was used to design the tests with the expectation that the range of toughness levels evaluated would arrest fracture at some level represented by the test pipes, yet only one of the pipes considered led to arrest. It follows that the technology that comprised the BTCM underestimated the arrest toughness of most of the test pipes. [e.g., 17] While many factors can conspire to produce this outcome, including the type of steels and low temperatures considered, the trend for the data was to underestimate the arrest toughness at toughness levels well beyond those previously experienced. In regard to Fig. 5 and 6, it is apparent that the toughness evident there on average is the order of 50 ft-lb or less, whereas the GAGSL test pipes had resistances often double that, which in one case ran in excess of 200 ft-lb (~270 J).

The next practical test for the BTCM came a few years after the first, with the testing done from 1979 through 1981. These full-scale tests were done in support of the Canadian segment of the Alaska Highway Gas Pipe Line (AHGPL) project, which was proposed to move natural gas south into Western Canada and on into the US. Thus, many of the test parameters targeted similar concerns as the CAGSL work, except that they were AHGPL project-specific. This testing was done at the Northern Alberta Burst Test Facility (NABTF), with all testing done on Grade 482 (X70) line pipe in diameters as large as 56-inch (1219 mm), for wall thicknesses corresponding to an 80 % design factor. Target test pressures were as high as 1261 psig (86.9 bar), while the target test temperatures were from -6 up to 25 °F (-21 to -4 °C), being chosen to represent conditions considered relevant to the project. This work, which was finished in 1981, considered a range of slightly rich compositions, which in some cases contained a modest amount of CO<sub>2</sub>. As for the CAGSL testing, these test conditions were much more demanding than the circumstances considered for either the calibration database or in the work for the BGC.

This testing was completed well after the BTCM was formulated and published. The reporting indicates that this technology was used to design the tests, which as noted above leads to the expectation that fracture would arrest well within the range of toughness levels used in the tests. The report [18] concludes that "the model (BTCM) provided predictions of arrest toughness that lay at the lower end of the observed range of arrest toughness" – so it follows that the BTCM underestimated the arrest toughness for many of the test pipes. As above, many factors can conspire to produce this outcome. And, as above, the arrest pipes had resistances often double that of the BTCM calibration database, which in one case exceeded 148 ft-lb (~200 J).

#### Trends as toughness increased – work in Europe

While not then apparent to those working at the NABTF to develop and analyze the data, a clear dependence of the BTCM predictions on toughness was emerging from the results of extensive full-scale testing done in Europe in the late 1970s and on into the early 1980s. As reported in 1983 [19], this work showed that the BTCM erred increasingly as the toughness increased beyond about 75 ft-lb (~100 J).

As time passed, it became clear that not only the BCTM and BSE results showed this trend, but that all SEs that had emerged to quantify fracture arrest for single-phase gases that were calibrated in reference to the CVN specimen shared the same trend: all became increasingly non-conservative as the toughness increased beyond about 75 ft-lb (~100 J) [20]. Fig. 9 illustrates this non-conservative 'bentover' trend as the toughness required for arrest increases for predictions made using the AISI SE [8]. This tendency to underestimate required arrest toughness was evident for all grades evaluated. The results shown cover 120 arrests and 138 propagates in grades from X52 through X100, diameters from 24 to 56 inches (~406 to 1422 mm), wall thickness from 0.31 to 1.0 inch (7.95 to 25.4 mm), FSE CVN energies from 20 to 200 ft-lb (27 to 270 J), and pressures up to more than 2300 psi (16000 kPa).

#### The pipeline industry responds

The pipeline industry responded to the emergence of the trend to non-conservative predictions with two major



Fig. 9. Predicted arrest toughness requirements using the AISI SE: propagate; O – arrest

thrusts. First, there was renewed interest in a better test to characterize fracture resistance. This action appears to represent the perceived inadequacy of the CVN Specimen as was evident in the consistent error made by all arrest models calibrated to CVN energy. Second, the industry began research to develop an alternative approach to characterize the crack driving force, as the basis to replace the BTCM with an 'improved model'. In spite of related work [21] that indicated utility in the flow response of the steel and its relationship to the stretch local to the shear failure that is apparent in Fig. 2, the industry path forward eventually settled on NLFM. That choice apparently reflected the view that the significant developments in NLFM in the period since the BTCM emerged offered great promise, and the view that the phenomenology of this propagating shear failure apparent in Fig. 2 and 7 was fracture-controlled.

#### Alternate fracture-based models: CTOA as a fracture metric

Shortly after the consistent non-conservative predictive error for CVN-based models became evident, a major effort was initiated to develop alternative technology. Work began in the US to that end under the auspices of the PRCI in 1984 [22]. About the same time, a major effort with a comparable purpose had begun in Italy, with that work focused at Società NAzionale Metanodotti (SNAM) [23]. Collaboration between those efforts eventually ensued that sought to better characterize both the driving force for 'running fracture' and its resistance using a consistent fracture metric for both. The primary focus of that work was the evolution of crack-tip opening angle (CTOA) as a measure of the driving force for fracture [24] as well as its resistance [25]. Related work continues today, although the work that began at SNAM has now shifted to Centro Sviluppo Materiali (CSM).

Values of CTOA to arrest fracture based on those developments have from time to time been blind-predicted, which provides a basis to assess its progress toward a practically useful accurate predictor of arrest versus propagate as a function of CTOA. One such blind prediction well known to the author occurred in the context of the Alliance Pipeline, circa the mid-1990s. This blind numerical prediction, which came more than 10 years after that work began, indicated arrest at a CTOA on the order of 25° for this advanced-design pipeline [26]. This was in stark contrast to the largest published experimentally measured values of CTOA for then available steels that were the order of just 10°. While the very high predicted value of required CTOA in comparison to that for available steels was cause for pause, the full-scale testing went forward. In contrast to the blind predictions, those tests indicated arrest at value of CTOA that could be easily achieved for then available steels. Surprisingly to some, the CVN prediction based on the BTCM coupled with the LCF predicted the arrest toughness within a few percent - for all four arrests. These results led to reformulation of the CTOA model and redefinition of CTOA and its measurement practice. Thereafter, the required CTOA was still higher that the value evident in the testing inferred from CVN trending, but at about 12° [27] was much closer to the actual arrest conditions based on trending of the published CVN-CTOA results.

Related work by others involving CTOA has focused on a much different practice to measure this parameter, which after about five years of work appeared to hold promise [28]. However, after some additional work this activity drew to a close without apparent success. Others have sought to isolate crack propagation resistance in the context of CTOA (and other fracture-based metrics), coupling that effort with work related to testing practices to characterize fracture resistance. Schemes to isolate crack propagation resistance have focused on: 1) the notch configuration or its processing, 2) the back surface opposite the notch, and 3) the related test practice or specimen geometry. This work has likewise drawn to a close without success. Quite possibly the reason for this is because their focus was the energy dissipated only due to the creation of new fracture surface in propagation, whereas flow-controlled deformation in the context of Reference 21 appears to dominate the energy dissipated leading to the arrest of propagating shear in a pipeline.

It follows that schemes to characterize shear propagation in a pipeline and the steel's resistance to that process have been attempted using fracture-based concepts since the late 1960s. CTOA as a metric of fracture has been in development now for a period of almost three decades – but as yet a simple practical model CTOA-based model such as the BTCM has not emerged.

## Other recent work: fracture control for the alliance pipeline

#### Background

The proposed Alliance Pipeline design involved a novel dense-phase compression and transport concept [29] that would move the richest (dense-phase) gas yet considered through a large (36 inch / 914 mm) diameter pipeline operating at 1740 psig (~120 bar). While Grade 551 (X80) was considered early in the design process, eventually Grade 482 (X70) was proposed working at 80 % design factor, which was allowable and usual for cross-country service in Canada. Given the issues evident in predicting arrest toughness for the full-scale testing done prior to the mid-1990s, developing the fracture control plan (FCP) for any pipeline posed a problem if its design concept and operational parameters lay outside the scope of the available full-scale testing. On this basis, the design pressure and other aspects advanced-design Alliance Pipeline placed it well outside the scope of that full-scale database. As such, a means to address the just-noted issues was required if this design was to go forward, which because that means was unproven for those design conditions would need to be validated by successful full-scale testing.

#### Managing the effects of increasing toughness

Not surprisingly, the predicted arrest toughness for the Alliance Pipeline based on the BTCM was above the 75 ft-lb (~100 J) limit beyond which Fig. 9 shows this model is increasingly non-conservative. Because the other CVN-based methods also showed this same tendency as had been evident for the BTCM, and the use of CTOA had not yet been proven by successful blind predictions of fracture arrest, developing the FCP for this pipeline posed a major challenge. Alternative schemes were sought by the Alliance Consortia. Eventually, consideration given to an emerging concept developed under IR&D funding at Battelle in the early 1990s [13], which provided a physically sound basis to offset the cause for the 'bent-over' trend seen in Fig. 9.

Differences in the inherent fracture resistance of a CVN specimen were evaluated as the FSE CVN energy increased from a low of 18 ft-lb (24 J) to a high of 260 ft-lb (352 J) in steels from Gr B up to X80, which were produced from the 1960s into the early 1990s. Using results from instrumented CVN testing, dissipation was separated into fracture initiation, plastic deformation, and fracture resistance. Fig. 10 trends the shift in energy dissipation in the CVN specimen for each of the initiation, plastic deformation, and propagation components.

The *y*-axis in Fig. 10 is the fraction of the energy dissipated in the above-noted components as a function of total energy dissipated in the test, which is shown on the *x*-axis. These trends were normalized relative to the trend developed in testing up through 75 ft-lb (~100 J), with a best-fit function developed from that process that predicts the shortfall in the BTCM predicted energy due to differences



Fig. 10. Shift in CVN dissipation for the initiation, plastic deformation, and propagation components as total energy increases: *I* – Trend D; *2* – Trend I; *3* – Trend P; □ – propagate; O – deformation; A – initiation

in the response of the CVN specimen as toughness increases. Of significance in these trends is the observation that for these steels the propagation component approaches zero at about 250 ft-lb ( $\sim$ 339 J). In turn, this means that the CVN test loses its utility in the context of its historic purpose in the BTCM formulation at energy levels of that order, and above.

Recognizing that the CVN test loses its utility in the context of its historic purpose in the BTCM at energy levels the order of 250 ft-lb (~339 J) and above, it follows that one must question specifying steels relative to CVN testing at high energy levels. It also follows that trends between predicted and actual arrest energy levels that develop and can be quantified functionally at lower energy levels are likely to breakdown completely as they approach much less exceed a FSE CVN energy level of 250 ft-lb (~339 J). The results showed that the ratio of the initiation (plus deformation) energy to the propagation energy in a CVN specimen was inherently different for high toughness steels as compared to that for low toughness steels, and that the energy dissipated in initiation increased with toughness, as did that for plastic deformation. Based on these observations and the energy dissipation principle, a correction was developed for the BTCM as the basis to predict the CVN energy to arrest shear propagation for the Alliance Pipeline. Over the course of the Alliance Pipeline Certification Hearing [30] this correction became known as the 'Leis correction factor'.

#### Outcomes using the leis correction factor

As evident in Fig. 11, when applied to predictions for the same database considered in Fig. 9, the LCF effectively offsets the non-conservative nature of the BTCM for the higher toughness steels in that database. These data run to



Fig. 11. Leis correction factor applied with the BTCM to the test results in Fig. 9: □ – propagate; O – arrest

quite high toughness levels ( $\leq$ 270 J), all of which reflect single-phase decompression. Given this outcome, blind predictions also were made for the planned full-scale testing to validate this correction for use with the Alliance Pipeline design and FCP. As noted earlier, and discussed in more detail later, it was found that the corrected BTCM predictions matched the observed arrest toughness within a few percent of each other for each of four arrests, while CTOA as noted above was not validated by that testing.

It follows that the LCF provided a rational approach to extend the utility of the BTCM to much higher toughness levels. However, as has been made clear in related work, this correction is empirically calibrated for up to Grade 551 (X80), and toughness levels the order of ~225 ft-lb (~305 J), but validated only for Grade 482 (X70) and below. Note too that the LCF also reflects a range of steels whose flow and fracture response both contributed to its successful use.

Recognizing the lesson discussed earlier in regard to using the BTCM beyond its empirical basis, the LCF does not provide a general path forward – nor do any of the other correction factors that followed in the wake of the LCF. Rather, technology must be developed that addresses the inadequacies of what is currently available as 1) the toughness continues to increase, 2) the flow response shifts to higher values of Y/T, and 3) the specimens used to quantify resistance to propagating shear become less effective.

#### Challenge posed by high-toughness high-strength grades

The economics of pipeline construction and operation motivate the development of higher-strength grades, which fall well above the empirical basis for the current fracture arrest technology and require full-scale testing to assess the viability of the steels considered for a given pipeline design. The development of microalloyed steel and the role played by Niobium remains critical in keeping pipelines cost competitive, while at the same time leading to steel that is weldable, as well as strong and tough, and so capable of satisfying the requirements of strain-based design. Gray [31] tracks the evolution of steel and makes clear the benefits of Niobium in line-pipe applications. While the benefits are understood, without a means to specify the toughness required for a given pipeline, it will be difficult to capitalize on those benefits without a complete understanding of propagating shear, and a means to quantify that arrest is certain in the event that such a failure initiates.

Realizing that advanced-design pipelines will require high-toughness if they are to avoid the use of fracture arrestors, and that toughness continues to be quantified by CVN energy, the steel industry has learned to produce steels that seem designed to 'stop the hammer' in CVN testing. Such steels are marketed today with toughness levels approaching 500 ft-lb (678 J). In view of the trends in Fig. 10, one must question the value of 'arrest' resistance approaching or above 250 ft-lb (339 J). Further reason to question the merits of toughness at such levels derives from Fig. 12. Fig. 12 summarizes the results of full-scale testing done by CSM [32] primarily in regard to Grade 551 (X80) and Grade 689 (X100), with limited data also for Grade 827 (X120). The format of this figure is comparable to Fig. 9 and 11. Fig. 12, a is based on predictions by the BTCM whereas Fig, 12, b presents BTCM predictions with the LCF.

Fig. 12, a looks much like the BTCM predictions shown earlier in Fig. 9, which as noted then included data for grades up to EX100, all of which were produced with practices used prior to ~1990. It shows the same bent-over trend, which develops beyond about 100 J (~75 ft-lb). In view of the utility of the LCF evident in Fig. 11, it is conceivable that the LCF can affect improved predictions as well in regard to these data for higher-strength grades using steels made with much different practices when compared to that of the 1970s and before. However, as has been noted in prior discussion, the dissipation response embedded in the LCF as well as the flow response embedded in the calibration of the BTCM differ from trends for that evident with recent production. The effects of these differences are apparent in the data presented in Fig. 13, which shows Y/Tas a function of SMYS in Fig. 12, a and AYS in Fig. 12, b. Results for AYS are included along with that for SMYS as the ratio of AYS/SMYS also has been decreasing.

The BTCM was formulated by relating the 'fracture' speed to that of the plastic wave speed, where the latter is proportional to the slope of stress-plastic strain curve. If the trend through the results in Fig. 13, a is considered typical and combined with related data for the strain to failure, then that slope for the X70 grade steels is ~six times that for the



Fig. 12. CSM database for X80 and X100 tests (data from Reference 32): a - BTCM predictions for high-grade steels; b - BTCM-LCF predictions for high-grade steels;  $\spadesuit - X80 \text{ A} - CSM$  Database;  $\bigcirc - X80 \text{ P} - CSM$  Database;  $\blacktriangle - X100 \text{ A} - 1^{\text{st}} \text{ ECSC}$ ;  $\bigtriangleup - X100 \text{ P} - 1^{\text{st}} \text{ ECSC}$ ;  $\diamondsuit - X100 \text{ A} - 2^{\text{nd}} \text{ ECSC}$ ;  $\diamondsuit - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ ECSC}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ A} - 1^{\text{st}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 1^{\text{st}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{\text{nd}} \text{ Demopipe}$ ;  $\blacksquare - X100 \text{ P} - 2^{$ 



Fig. 13. Trends in the flow properties represented by *Y*/*T* with Grade (archival data): *a* – as a function of SMYS; *b* – as a function of AYS; ▲ – 40s vintage X42; ■ – 40s vintage X46; ● – 40s vintage X52;
● – 50s–60s vintage X52 – X56; ◆ – Early 80s vintage X70; ◆ – archives modern X70 & up; **x** – late 1990s X100; **x** – late 1990s X100 (EC2–3)

X100 steels. This difference indicates that 1) the BTCM is likely to underestimate the required arrest resistance and 2) it is unlikely the BTCM coupled with the LCF will be as effective in offsetting the 'bent-over' trend as evident for Fig. 11 in predictions for data from the era that the BTCM was formulated. Inspection of Fig. 12, *b* confirms this expectation: while some improvement is evident through the use of the LCF, many results remain in error.

Close study of Fig. 12, b for cases involving high fracture resistance indicates that the data for pipes that arrest propagating shear becomes comingled with those that permit continued propagation. In addition to being comingled, such results span a significant range of CVN resistance –

with failure effectively independent of CVN. Examples of comingled data can be seen in the two sets of points circled at about 250 J, while the results for the 1st 'Demopipe' test that show propagation at more than 350 J (~260 ft-lb) illustrate independence of CVN energy. This means that for these types of steels the CVN energy no longer discriminates effectively between pipes that arrest versus pipes that propagate shear failure – particularly at high resistance. In view of this trend, one could assert that a toughness level exists beyond which the failure process transitions from fracture control to collapse control: beyond that level running 'fracture' is a propagating tensile instability rather than an extending crack.

Until we fully understand the factors that drive propagating shear, we cannot logically develop the means to quantify the factors that control its arrest, and establish reliable measures of the steel's resistance to such failure. Full-scale testing provides a stopgap until that understanding evolves, but such testing is expensive and of limited general utility, as the result from a given test is specific to the test parameters considered. It follows that a technologybased relationship is needed if tough strong steels are to be broadly marketed as the means to economically expand access to environmentally friendly sources of energy like natural gas.

While the LCF extended the utility of the BTCM for a few years covering some higher-strength grades produced in the new Millennium, in many ways the need to characterize relationships between pipeline design parameters and the arrest of propagating shear remains today much as it has since the late 1960s. Formally dealing with the flow and fracture behavior, the decompression behavior, and the soil-structure or water-structure interaction that contribute to the failure response requires quantifying complex interacting nonlinearities. This has proven problematic without recourse to semi-empirical approaches. Uncoupling these three nonlinearities as a basis to numerically characterize their effects independently, and to validate those outcomes prior to reintegrating their coupled effects, is a daunting and expensive process.

Uncoupling the nonlinearities in a fundamental way will require expensive experiments that physically isolate each of the nonlinear processes, which will likely require instrumented, well designed above-ground full-scale testing. While such work could prove instructive, the fact remains that attempts to use fracture-based methods to characterize shear propagation in a pipeline and the steel's resistance to that process have been pursued since the late 1960s. More advanced fracture-based concepts, such as CTOA, likewise have been in development as metrics for fracture for a period that now is almost three decades. In spite of the tens of millions invested to date in theory and related experiments, as yet a simple practical model, such as the BTCM, has not emerged through work founded on fracture-based technologies.

Fracture has been an appealing basis to characterize ductile propagating shear, and seemed logical as this failure process emerged in the wake of brittle propagating fracture. However, after 40 years in pursuit of a fracture-based approach without success in the form of a simple model like the BTCM it seems reasonable to reassess the phenomenology. The key question is – where to start?

The end of the article in the next issue.

#### REFERENCES

1. Broek D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Noordhoff, 1974: see also Hertzberg R.W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. John Wiley and Sons, 1976.

- 2. Irwin G.R. Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. *J of App Mech*, ASME, vol. 24, 1957, pp. 361–364.
- Maxey W.A. Fracture Initiation, Propagation, and Arrest. Paper J. 5<sup>th</sup> Symposium on Line Pipe Research, *PRCI Catalog.* no. L30174, November 1974.
- 4. Starling K.E. Fluid Thermodynamic Properties for Light Petroleum Systems. Texas: Gulf Publishing Co., 1973.
- Hopke S.W., Lin C.J. Applications of the BWRS Equation to Natural Gas Systems, paper presented at the 75<sup>th</sup> National AIChE Meeting, Denver, March 1974.
- Eiber B., Leis B., Carlson L., Horner A., Gilroy-Scott A. Full-Scale Tests Confirm Pipe Toughness for North American Pipeline. *O&GJ*, vol. 97, no. 45, November 8, 1999, pp. 48–54.
- Maxey W.A., Kiefner J.F., Eiber R.J. Ductile Fracture Arrest in Gas Pipelines. AGA NG-18 Report 100, *PRCI Catalog.* no. L32176, 1975.
- anon. Running Shear Fractures in Line Pipe, AISI Subcommittee of Large Diameter Line Pipe Producers, AISI Technical Report, 1974.
- Priest A.H., Holmes B. The Characterization of Crack Arrest Toughness in Gas Transmission Pipelines in Terms of Shear Fracture Propagation Energy (BSC Criterion) Final Report on ECSC Agreement 7210-KE/808, December 1985.
- 10. Kiefner J.F., Maxey W.A., Eiber R.J., Duffy A.R. Failure Stress Levels of Flaws in Pressurized Cylinders. ASTM Special Technical Publication (STP) 536, American Society for Testing and Materials, 1973, pp. 461–481: see also Maxey W.A., Kiefner J.F., Eiber R.J., Duffy A.R. Ductile Fracture Initiation, Propagation, and Arrest in Cylindrical Vessels. ASTM STP 514, 1972.
- Hahn G.T., Sarrate M. and Rosenfield A.R. Criteria for Crack Extension in Cylindrical Pressure Vessels. *I J Frac Mech*, vol. 5, 1969, pp. 187–210.
- Kawaguchi S., Hagiwara N., Ohata M., Toyoda T. Modified Equation to Predict Leak/Rupture Criteria for Axially Through-wall Notched X80 and X100 Line pipes Having Higher Charpy Energy. *Proceedings 5<sup>th</sup> International Pipeline Conference*, ASME, Calgary, 2004, IPC04-0322.
- **13.** Leis B.N. *Relationship Between Apparent Charpy Vee-Notch Toughness and the Corresponding Dynamic Crack-Propagation Resistance.* Battelle Report to R.J. Eiber, Consultant, Inc., 1997: available as Appendix C; Exhibit B-82, Proceeding GH 3-97, National Energy Board of Canada, 1997–1998.
- 14. Leis B.N., Zhu K-K. *Leak vs. Rupture Boundary for Pipes with a Focus on Low Toughness and/or Ductility.* PRCI Final Report on Project EC2-3, April 16, 2012.
- **15.** Maxey W.A. Dynamic Crack Propagation in Line Pipe, Plenary Lecture, *International Conference on Analytical and Experimental Fracture Mechanics*, Rome, June 1980.
- **16.** Poynton W.A. A Theoretical Analysis of Shear Fracture Propagation in Backfilled Gas Pipelines, *Symposium on Crack Propagation in Pipelines*, The Institute of Gas Engineers, Newcastle Upon Tyne, England, March 1974.
- Eiber R.J., Maxey W.A. Full-Scale Experimental Investigation of Ductile Fracture Behavior in Simulated Arctic Pipeline. *Proceedings of the Grey Rocks Symposium, Materials Engineering in the Arctic*, ASM, 1977, pp. 306–310.
- Foothills Pipe Lines (Yukon) Ltd. Final Report on the Test Program at the Northern Alberta Burst Test Facility, Report 18031, Calgary, Canada, 1981.
- Vogt G.H., etc. EPRG Report on Toughness for Crack Arrest in Gas Pipelines, *3R International*, vol. 22, 1983, pp. 98–105.
- Leis B.N., Eiber R.J., Carlson L., Gilroy-Scott A. Relationship Between Apparent Charpy Vee-Notch Toughness and the Corresponding Dynamic Crack-Propagation Resistance, *1998 Int. Pipeline Conference*, Volume II, ASME Calgary, 1998, pp. 723–731.
- **21.** Gray J.M. Ductile Fracture of Gas Pipelines: Correlation between Fracture Velocity and Plastic Zone, *NG-18 Report from MicroAlloying International*, MA/83/1, July 1983.
- 22. Kanninen M.F., O'Donoghue P.E., Cardinal J.W., Leung C.P., Morrow T.B., Green S.T., Popelar C.F. Dynamic Fracture Mechanics

Analysis and Experimentation for the Arrest of Ductile Fracture Propagation in Gas Transmission Pipelines, in *Proc. Pipeline Technology Conf.*, (R. Denys, Editor), Oostende, Belgium, 1990, Part B, pp. 16.1–13.

- Venzi S., Martinelli A., Re G., Celant M. Measurement of Fracture Initiation and Propagation Parameters from Fracture Kinematics. *Proc. Anal and Exp Fracture Mechanics*, Rome, 1980, pp. 737–756.
- 24. Martinelli A., Venzi S. Tearing Modulus, J-Integral, CTOA, and Crack Profile Shape obtained from the Load Displacement Curve Only. *Engr. Fract. Mech.*, vol. 53, no. 2, 1996, pp. 263–277.
- Demofonti G., Buzzichelli G., Venzi S. and Kanninen M.F. "Step by Step Procedure for the Two Specimen CTOA Test", *Proc. 2<sup>nd</sup> Conf. On Pipeline Technology*, vol. II, pp. 503–512, Elsevier, 1995.
- SWRI-CSM, CTOA for Fracture Arrest in Alliance Pipeline, via private communication between C.W. Peterson and E.L. Von Rosenburg, Consultant to Alliance Pipeline, March 1997.
- Mannucci G. Written report (CSM Ref. NM90187) via private communication with R.J. Eiber, Consultant to Alliance Pipeline, December, 1999.

- Hashimi S.H., Howard I.C., Yates J.R., Andrews R.M., Edwards A.M. A Specimen for Studying the Resistance to Ductile Crack Propagation in Pipes, 5<sup>th</sup> Int. Pipeline Conference, IPC04-0610, Calgary, 2004.
- Janzen T.S., Horner W.N. The Alliance Pipeline a Design Shift in Long Distance Gas Transmission. *1998 Int. Pipeline Conf.*, ASME, pp. 83–88, 1998.
- **30.** Leis B.N. Archives Canadian Nat. Energy Board, GH-3-97, vol. 45, 1997.
- **31.** Gray J.M. An Independent View of Linepipe and Linepipe Steel for High Strength Pipelines: How to Get Pipe that's Right for the Job at the Right Price, presented at the API X-80 Pipeline Cost Workshop, Hobart, Australia, October 2002.
- 32. Demofonti G., Mannucci G., Di Biagio M., Hillenbrand H-G., Harris D. Fracture Propagation Resistance of X100 TMCP steel Pipes for High-Pressure Gas Transmission Pipelines using Full-Scale Bursts, 3<sup>rd</sup> Pipeline Technology Conf., vol. 1, Scientific Surveys, 2004, pp. 467–482.

© 2015 Leis B.N. Received October 29, 2014

Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Том 58. №. 1. С. 5 – 20.

#### ПРИОСТАНОВЛЕНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ В МАГИСТРАЛЬНОМ ТРУБОПРОВОДЕ

**Брайан Н. Лейс,** *д.т.н., консультант* (bleis@columbus.rr.com)

(517, Пое стр., Уортингтон, штат Огайо, 43085-3036, США)

Аннотация. Для проявления распространяющегося пластического разрушения требуется, чтобы трубопроводы были спроектированы с учетом недопущения распространения трещин. Подходы, описывающие поведение трубопровода, его устойчивость и гарантированную остановку в случае сбоев в работе, основаны на полуэмпирических моделях, получивших свое развитие в середине 1970-х годов. Эти модели, которые калибровались на сегментах трубопровода в производственном масштабе (в натуральную величину), используются и сейчас, и включают три нелинейные характеристики: пластическую деформацию и винтовую неустойчивость; влияние структуры (состава) почв и увеличение волновой отдачи, а также декомпрессию в нагнетающей среде. Рассматривается более чем 40-летняя история расчета распространения деформации в трубопроводе, основанного на трещинах (механическом разрушении). Графические свидетельства полномасштабных сбоев в процессе работы обусловили появление гипотезы о сбоях, возникших в связи и пластическим разрушением.

Ключевые слова: распространение деформации, трещина, приостанавливать, вязкая сталь, степень пластичности, сталь, разделения/расщепления, разработка модели.

Список литературы см. выше.

Получена 29 октября 2014 г.

### РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.763.02

#### КИНЕТИКА ПРОПИТКИ НЕСПЕЧЕННОГО КАРБИДНОГО КАРКАСА КОРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛЬЮ X18H10T

*Гуревич Ю.Г.*, *д.т.н., профессор кафедры «Энергетика и технология металлов»* (уgg@rambler.ru)

#### Курганский государственный университет

(640000, Россия, Курганская область, г. Курган, ул. Гоголя, 25)

Аннотация. Установлена оптимальная пористость карбидного каркаса 44 – 52 %. Исследована кинетика процесса пропитки неспеченного карбидного каркаса из карбида титана сталью X18H10T и экспериментально найдена зависимость скорости пропитки от расстояния от поверхности контакта стали с карбидным каркасом. Получена зависимость времени пропитки от высоты прессовки. Определена закономерность распределения зерен карбида титана по высоте прессовки после пропитки и показана ее зависимость от перекристаллизации карбидных зерен через жидкую фазу.

Ключевые слова: кинетика, карбидный каркас, пропитка, сталь, пористость, размеры зерен.

Одним из эффективных способов изготовления деталей из карбидостали TiC-X18H10T является способ пропитки неспеченного карбидного каркаса методом наложения стальных отходов на карбидую прессовку [1, 2]. Одно из преимуществ этого способа состоит в том, что прессовка после пропитки практически полностью сохраняет свои размеры. В связи с этим изучение кинетики пропитки неспеченного карбидного каркаса имеет не только теоретическое, но и практическое значение.

Пропитку осуществляли контактным способом путем укладки стали на прессовку карбида титана. Необходимую массу стали для пропитки рассчитывали по уравнению

$$m_{\rm ct} = \frac{\rho V \theta}{100}$$

где  $m_{cr}$  – масса стали, кг;  $\rho$  – плотность, кг/м<sup>3</sup>; V – объем изделия, м<sup>3</sup>;  $\theta$  – пористость, %.

Объем применяемых для пропитки отходов нержавеющей стали превышал на 10 – 20 % объем пор карбидного каркаса.

Нагрев прессовок для пропитки производили в печи сопротивления с графитовым нагревателем в контейнерах. Контейнеры изготовляли из низкопористого графита, обеспечивающего необходимую равномерность распределения температуры по всему объему контейнера. При продувке такого контейнера очищенным аргоном в нем поддерживалась слегка восстановительная атмосфера.

Для удобства расположения прессовок в контейнере использовали графитовые стаканчики. Предотвращение окисления образцов в период нагрева и охлаждения осуществляли защитными засыпками. В качестве засыпок использовали смесь, состоящую из 90 – 95 % глинозема (оксида алюминия) и 5 – 10 % порошка гра-

фита. Перед употреблением смесь просушивали и прокаливали.

На дно графитового стаканчика насыпали слой смеси глинозема с графитом толщиной 5 – 10 мм, на которую помещали карбидную прессовку, а на нее пропитывающий сплав. Оба материала также засыпали смесью глинозема с графитом. Стаканчики с образцами загружали в контейнер, который закрывался крышкой и помещался в нагревательную печь.

Предварительными экспериментами было установлено, что при температурах 1450 °С и ниже жидкотекучесть стали недостаточна и мелкие поры не заполняются расплавом. При температурах пропитки выше 1490 °С наблюдалось разъедание карбидного каркаса в верхней части прессовки. Таким образом, оптимальной температурой пропитки карбидного каркаса, обеспечивающей 100 % пропитки, практически без остаточной пористости (остаточная пористость 0 – 3,2 %), является температура 1460 ± 10 °С. При этой температуре изучалась кинетика пропитки неспеченных карбидных каркасов нержавеющей сталью X18H10T.

Прессовки из карбида титана в форме призмы сечением 16×16 мм и высотой 20 мм получали двухсторонним прессованием. Для экспериментов отбирались образцы с равномерно распределенной пористостью. На торец прессовок помещали стальные отходы, образцы размещали в контейнеры и загружали в печь сопротивления с атмосферой очищенного аргона на 5, 8, 12 и 15 мин. После пропитки образцы быстро охлаждали в масле и замеряли высоту пропитанного слоя прессовки.

Многократные измерения пропитанных слоев прессовок карбида титана показали, что фронт продвижения жидкого металла не является строго горизонтальным, если пористость прессовок менее 40 %. В разных точках поверхности прессовки наблюдалась значительная разница между высотой пропитки, которая достигала 4 мм. Возможно, что при такой пористости часть пор получается закрытой. Вследствие этого получить конкретные результаты по кинетике пропитки образцов с пористостью  $37 \pm 3$  % не удалось.

При пропитке карбидных прессовок с пористостью  $44 \pm 1,8$  % и  $52 \pm 2,2$  % разница между высотой пропитки по поперечному сечению образцов составляла 1,0 - 1,5 мм. Поэтому такая пористость карбидных каркасов была принята за оптимальную.

В связи с тем, что прессовки карбида титана с пористостью  $44 \pm 1,8$  % и  $52 \pm 2,2$  % мало отличались друг от друга, для математической обработки использовали данные по кинетике пропитки карбидных каркасов с пористостью  $44 \pm 1,8$  %, которые приведены в табл. 1.

Известно, что длина *l* пропитанного слоя пористого образца сравнительно большой толщины определяется по уравнению [3]

$$l^2 = \left(\frac{\sigma \cos \Theta r}{2K\eta}\right)\tau,$$

где  $\sigma$  – поверхностное натяжение стали;  $\Theta$  – краевой угол смачивания; r – средний радиус капилляра;  $\eta$  – вяз-кость жидкой стали; K – константа, зависящая от поперечного сечения образца;  $\tau$  – время.

Принимая  $\sigma$ ,  $\Theta$ , *r*, *K* и  $\eta$  постоянными при данной температуре для данной системы получим, что функция  $l^2 = F(\tau)$  должна быть прямолинейной. Как следует из рис. 1, показатели скорости проникновения стального расплава в пористую карбидную прессовку, полученные экспериментальным путем, достаточно хорошо подчиняются такой зависимости. Математической обработкой экспериментальных данных получено следующее уравнение, соответствующее графическому виду функции, показанной на рис. 1:

$$l^2 = (13,08 \pm 0,3)\tau$$

Средняя скорость пропитки составляет  $\frac{dl}{d\tau} = \frac{6,5}{l}$ . Принимая  $l^2 = 13\tau$ , рассчитано время пропитки неспеченного карбидного каркаса пористостью 44 – 52 %

Таблица 1

#### Параметры пропитки карбидного каркаса пористостью θ = 44 ± 1,8 % сталью X18H10T при 1460 ± 10 °C

τ, мин	<i>l</i> , мм	<i>l</i> <sup>2</sup> , mm <sup>2</sup>
0	0	0
5	8,0	64,00
8	10,5	110,25
12	12,5	156,25
15	14,0	196,00

сталью X18H10T в зависимости от его высоты l. При l = 3, 5, 8, 10, 12, 15, 20 мм, время пропитки составляет 2, 3, 7, 9, 12, 18, 32 мин.

Таким образом, при  $l \le 12$  мм расчетная скорость пропитки  $\frac{dl}{d\tau} \cong 1$  мм/мин, при l = 12 - 20 мм dl

$$\frac{dr}{d\tau} \cong 0,75$$
 мм/мин.

Известно, что взаимодействие карбидов со стальной связкой в период пропитки оказывает решающее влияние на размер зерен карбидной фазы. Процессы укрупнения карбидных зерен путем коалесценции соприкасающихся друг с другом частиц, суспендированных в жидкости, и диффузионного роста карбидов через жидкую фазу зависят от продолжительности контакта карбидов с расплавом. Поэтому рост зерна карбидной фазы можно значительно уменьшить, если процесс пропитки ограничить минимально возможным временем. С этой точки зрения представляет интерес проанализировать состояние карбидных зерен и металлической связки в зависимости от времени их контакта при температуре пропитки.

На рис. 2 представлены фотографии микрошлифов разных зон образца размером  $16 \times 16$  мм и высотой 20 мм, пропитанного на глубину 14 мм. Пористость неспеченного карбидного каркаса  $44 \pm 1,8$  %. Продолжительность пропитки 15 мин.

В табл. 2 дан количественный анализ состояния структурных составляющих карбидостали на различных вертикальных сечениях образца. Как видно из табл. 2, по мере увеличения глубины пропитки образца количество металлической связки уменьшается, а содержание карбидной фазы увеличивается. Если в верхних зонах образца содержание карбидной фазы составляет 51,3 – 52,3 %, а металлическом связки 48,8 – 47,7 %, то в самой нижней, пропитанной сталью



Рис. 1. Зависимость глубины проникновения расплава в пористую прессовку карбида титана от времени (θ = 44 ± 1,8)

Fig. 1. The dependence of the depth of penetration of melt into the porous compact of titanium carbide from time ( $\theta = 44 \pm 1.8$ )



Рис. 2. Микроструктуры разных зон образца высотой 20 мм, пропитанного на глубину 16 мм. Расстояние от верхнего торца, мм:  $a - 0; \ 6 - 4; \ 6 - 8; \ c - 12; \ \partial - 15$ 

Fig. 2. Microstructure of different zones of the sample with height of 20 mm, impregnated for a depth of 16 mm. The distance from the upper end, mm:  $a - 0; \sigma - 4; s - 8; c - 12; \partial - 15$ 

X18H10T зоне образца содержание карбидной фазы 71,2 %, а металлической связки 28,8 %.

Чем дальше расположена зона образца от границы первоначального контакта карбидного каркаса со сталью, тем мельче в ней карбидные зерна и стальные прослойки, тем больше ее твердость [4]. Все приведенные данные свидетельствуют о том, что карбид титана достаточно быстро растворяется в жидкой стали X18H10T. По мере пропитки стальной расплав все больше и больше насыщается карбидами титана, которые после кристаллизации стали снова выделяются.

С другой стороны, чем глубже проникает расплав в образец и чем больше продолжительность контакта стального расплава с карбидным каркасом, тем больше сталь насыщается карбидами титана и тем меньше она способна их растворять в дальнейшем. По этим причинам в нижних слоях образца зерна тугоплавкой фазы растворяются мало, а после кристаллизации в этих зонах выпадают мелкие частицы карбидов титана из стальной связки. Таким образом, в нижних зонах образца диффузионный рост карбидных зерен не наблюдается, а их коалесценция также невелика. Это можно объяснить небольшой продолжительностью контактирования карбидных зерен с жидкой связкой.

По мере движения расплава по капиллярам карбидного каркаса, он переносит часть карбидов из верхних зон образца в нижние. Увеличение объемного содержания карбидной фазы к низу образца закономерно приводит к увеличению твердости этих зон (см. табл. 2).

**Выводы.** Установлена оптимальная пористость карбидного каркаса 44 – 52 %. Исследована кинетика процесса пропитки неспеченного карбидного каркаса из карбида титана сталью X18H10T и экспериментально найдена зависимость скорости пропитки от расстояния от поверхности контакта стали с карбидным каркасом. Получена зависимость времени пропитки от высоты прессовки. Определена закономерность распределения зерен карбида титана по высоте прессовки после пропитки и показана ее зависимость от перекристаллизации карбидных зерен через жидкую фазу.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич Ю.Г. Теоретические и технологические основы получения качественных изделий из карбидостали методом пропит-

Таблица 2

Расстояние	Размер карбидных зерен, мкм					M	Средний	Содержание, %		Средний	Порис-	
контакта ТіС–сталь, мм	1 – 2	3-4	5 - 6	7 – 8	9 – 10	11 – 12	размер карбидных зерен, мкм	TiC	стальная прослойка	размер стальной прослойки	тость, %	Твердость HRA
0	54,83	19,35	18,27	3,22	—	4,3	3,74	51,25	48,75	2,43	1,1	$80,\!57\pm0,\!73$
4	61,14	34,39	3,82	-	0,63	_	2,89	52,30	47,70	2,80	-	
8	54,81	39,13	12,00	_	-	_	3,13	52,81	47,19	2,75	_	
12	62,20	22,88	8,15	16,30	2,17	_	3,05	61,87	38,12	1,90	1,2	83,00 ± 0,38
14	81,80	19,20	_	_	_	_	2,40	71,25	28,75	1,50	_	

#### Количественный анализ структурных составляющих карбидостали ТіС-Х18Н10Т

ки неспеченного карбидного каркаса // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 3. С. 40 – 42.

- Гуревич Ю.Г. Влияние нитрида титана на качество изделий из карбидостали TiC-X18H10T // Черные металлы. 2014. № 1. С. 15 – 17.
- Попель С.И., Шерстобитов Р.А., Царевский Б.В. Определение скорости проникновения оксидных расплавов в капиллярно-пористые материалы. – В кн.: Поверхностные явления в расплавах

и возникающих из них твердых фазах. – Нальчик: Кабардино-Балкарское книжное изд-во, 1965. С. 550 – 557.

 Износостойкие композиционные материалы / Ю.Г. Гуревич, В.Н. Анциферов Л.М., Савиных и др. – Екатеринбург: УО РАН, 2005. – 216 с.

> © 2015 г. *Гуревич Ю.Г.* Поступила 24 ноября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 21-24.

#### IMPREGNATION KINETICS OF UNSINTERED CARBIDE FRAME BY CORROSION-RESISTANT STEEL 18Cr10NiTi

*Gurevich Yu.G.*, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Energy and Technology of Metals" (ygg@rambler.ru)

Kurgan State University (25, Gogolya str., Kurgan, Russia, 640000)

- *Abstract.* The optimal porosity of carbide frame is 44 ... 52 %. The author explored the kinetics of the process of impregnating of the green carbide frame of titanium carbide by steel 18Cr10NiTi and experimentally found dependence of the rate of impregnation of the distance of 1 cm from the contact surface of the steel with carbide frame. The dependence of the impregnation time from the pressing height was found. The regularities of distribution of grains of titanium carbide in pressing height after impregnation was determined and its dependence on recrystallization of carbide grains through the liquid phase was described.
- *Keywords*: kinetics, carbide frame, impregnation, steel, porosity, grain size.

#### REFERENCES

- 1. Gurevich Yu.G. Theoretical and technological foundation of production of quality items of carbidic steel by impregnation of unsintered carbide frame. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 3, pp. 40–42. (In Russ.).
- Gurevich Yu.G. Effect of titanium nitride on the quality of products of carbidic steel TiC-18Cr10NiTi. *Chernye metally*, 2014, no. 1, pp. 15–17. (In Russ.).
- Popel' S.I., Sherstobitov R.A., Tsarevskii B.V. Determination of the penetration rate of oxide melts in capillary-porous materials. In: *Poverkhnostnye yavleniya v rasplavakh i voznikayushchikh iz nikh tverdykh fazakh* [Surface phenomena in melts and solid phases emerging of them]. Nalchik: Kabardino-balkarskoe knizhnoe izd., 1965, pp. 550–557. (In Russ.).
- Gurevich Yu.G., Antsiferov V.N., Savinykh L.M. etc. *Iznosostoikie* kompozitsionnye materialy [Wear-resistant composite materials]. Ekaterinburg: UO RAN, 2005. 216 p. (In Russ.).

Received November 24, 2014

УДК 621.778

#### ЗАПАС ПРОЧНОСТИ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПРОВОЛОКИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УГЛА ВОЛОЧЕНИЯ

**Гурьянов Г.Н.,** к.т.н., *доцент* (ggnbelorhome@rambler.ru)

**Железков О.С.,** д.т.н., профессор кафедры «Сопротивление материалов»

Платов С.И., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Машины и технологии обработки давлением»

Терентьев Д.В., к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением»

Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова (455000, Россия, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. Приведены результаты расчета осевого напряжения, абсолютного запаса прочности, коэффициента запаса прочности проволоки по И.Л. Перлину и предложенных критериев для оценки эффективности формоизменения при волочении круглого сплошного профиля. При оптимальной величине угла волочения, когда минимальное осевое напряжение, наблюдаются максимальные значения показателей запаса прочности и предложенных критериев эффективности формоизменения.

Ключевые слова: волочение, проволока, осевое напряжение, поясок волоки, угол волочения оптимальный, запас прочности, экономия энергии.

При производстве проволоки малого сечения применяют несколько волочильных переделов, что требует высоких затрат электроэнергии. Энергия расходуется не только на формоизменение исходной заготовки волочильного производства – катанки до готового размера проволоки, но и преодоление силы контактного трения в рабочем канале волоки, на осуществление сдвига металла на входе и выходе очага пластической деформации и уравновешивание силы противонатяжения [1-5].

На выходе волоки полное осевое напряжение определяется составляющими [1, 3, 5]

$$\sigma_Z = \sigma_{Z1} + \sigma_{Z2} + \sigma_{Zq} + \sigma_{Cd}, \qquad (1)$$

где  $\sigma_{Z1}$ ,  $\sigma_{Z2}$  – прирост осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки соответственно;  $\sigma_{Zq}$ ,  $\sigma_{Cd}$  – составляющие от действия напряжения противонатяжения и от дополнительного сдвига металла на входе и выходе из рабочего конуса.

Зависимость предела текучести металла  $\sigma_{Sk}$  от коэффициента вытяжки  $\mu$  определятся как [4, 5]

$$\sigma_{Sk} = \sigma_{S0} \mu^k, \qquad (2)$$

где  $\sigma_{S0}$ ,  $\sigma_{Sk}$  – предел текучести металла на входе и выходе рабочего конуса волоки; k – коэффициент упрочне-

ния;  $\mu = \left(\frac{r_0}{r_k}\right)^2 -$ коэффициент вытяжки;  $r_0, r_k -$ радиус

заготовки до и после деформации. Эмпирическая формула (2) наиболее подходит для описания изменения прочности холоднотянутой углеродистой проволоки из патентированной заготовки [4, 5].

Расчет основной составляющей полного осевого напряжения – прироста осевого напряжения в рабочем конусе волоки выполняли по уравнению [5]

$$\sigma_{Z1} = \frac{\sigma_{S0}}{k} \left( \mu^k - 1 \right) \left( 1 + f \operatorname{ctg} a \right), \tag{3}$$

где f – коэффициент трения;  $\alpha$  – угол наклона образующей рабочего конуса к оси волочения. Формула (3) при расчете напряжения  $\sigma_{Z1}$  учитывает интенсивность деформационного упрочнения и непрерывное изменение предела текучести вдоль длины очага деформации согласно зависимости (2) и из нее вытекает (при k = 0) формула Зибеля

$$\sigma_{Z1} = \sigma_S \ln \mu (1 + f \operatorname{ctg} a),$$

где  $\sigma_{S} = \frac{\sigma_{S0} + \sigma_{Sk}}{2}$  – средний предел текучести металла в очаге деформации.

Составляющую полного напряжения  $\sigma_{Cd}$  рассчитывали по формуле

$$\sigma_{Cd} = 4\sigma_S \frac{\mathrm{tg}\alpha}{3\cdot\sqrt{3}}.$$
 (4)

При выполнении расчетов основной составляющей  $\sigma_{Z1}$  полного напряжения волочения по формуле (3) целесообразно применять новое уравнение [6]

$$\sigma_{Zq} = \sigma_{q0} \left( \frac{1 - f(\mu^k - 1)}{k \operatorname{tg} \alpha} \right), \tag{5}$$

где  $\sigma_{a0}$  – напряжение противонатяжения.

Перед входом калибрующего пояска осевое напряжение равно  $\sigma_{Zk} = \sigma_{Z1} + \sigma_{Zq} + \sigma_{Cd}$ .

Прирост осевого напряжения в пояске длиной *L* определили по формуле [7]

$$\sigma_{Z2} = 2fL \frac{\sigma_{Sk} - \sigma_{Zk}}{r_k} = 2\sigma_{Sk} fL \frac{\frac{1 - \sigma_{Zk}}{\sigma_{Sk}}}{r_k}.$$
 (6)

Формула (6) учитывает напряженное состояние металла на входе пояска.

Первое слагаемое в уравнении (3) определяет прирост осевого напряжения, идущего на пластическое формоизменение заготовки с учетом деформационного упрочнения металла:

$$\sigma_{Z0} = \sigma_{S0} \frac{\mu^k - 1}{k}.$$
 (7)

Относительный прирост осевого напряжения на осуществление изменения формы проволочной заготовки равен

$$\eta = \frac{\sigma_{Z0}}{\sigma_Z}.$$
 (8)

Назовем отношение  $\eta$  показателем или критерием эффективности формоизменения и коэффициентом полезного действия (КПД) напряжений волочения при формоизменении заготовки в проходе волочения. В работе [8] предложено использовать величину отношения коэффициента фактической вытяжки и коэффициента максимально возможной вытяжки и коэффициента ления КПД процесса волочения за проход волочения. В уравнении (8) КПД оценивается отношением «полезного» приращения осевого напряжения  $\sigma_{Z0}$  (7) и полного напряжения  $\sigma_{Z}$  (1) на выходе волоки.

Выполнен расчет абсолютного запаса прочности *Zap* и коэффициента запаса прочности  $\gamma$  по И.Л. Перлину [2] по значениям предела текучести  $\sigma_{Sk}$  и осевого напряжения  $\sigma_Z$  на выходе волоки и соответствующим уравнениям:

$$Zap = \sigma_{Sk} - \sigma_Z; \ \gamma = \frac{\sigma_{Sk}}{\sigma_Z}$$

Принято, что начальный предел текучести заготовки  $\sigma_{S0} = 1000$  МПа, коэффициент упрочнения k = 0,25 и 1,25. Диаметр калибрующего пояска 2 мм, длина пояска 0 и 1 мм. На рис. 1 приведены зависимости полного осевого напряжения  $\sigma_Z$ , абсолютного запаса прочности *Zap*, коэффициента запаса прочности  $\gamma$  и критерия эффективности формоизменения  $\eta$  от угла  $\alpha$  при коэффициенте вытяжки 1,15, а на рис. 2 при коэффициенте вытяжки 1,35. Коэффициент трения 0,05 и 0,15, напряжение противонатяжения 0 и 250 МПа.

Кривые для осевого напряжения имеют область минимальных значений, а для показателей запаса



Рис. 1. Зависимости полного осевого напряжения  $\sigma_z$ , абсолютного запаса прочности *Zap*, коэффициента запаса прочности  $\gamma$  и критерия эффективности формоизменения  $\eta$  от угла  $\alpha$  при коэффициенте вытяжки 1,15: *a*, *b*, *d*,  $\varkappa c - \sigma_a = 0$ ; *b*, *c*, *e*, *s* -  $\sigma_a = 250$  МПа; *l*, 2 - f = 0,05; 3 - 6 - f = 0,15; l - 4 - k = 0,25; *5*, 6 - k = 1,25; *l*, *3*, 5 - L = 0; *2*, *4*, 6 - L = 1,0 мм

Fig. 1. The dependences of the total axial stress  $\sigma_z$ , absolute safety margin *Zap*, safety factor  $\gamma$  and  $\eta$  efficiency criterion of forming from the angle  $\alpha$  with reduction ratio 1.15:

*a*, *b*, *d*,  $\mathcal{H} - \sigma_a = 0$ ; *d*, *c*, *e*,  $3 - \sigma_a = 250$  MPa; *l*, 2 - f = 0.05; 3 - 6 - f = 0.15; 1 - 4 - k = 0.25; *5*, 6 - k = 1.25; *l*, 3, 5 - L = 0; *2*, 4, 6 - L = 1.0 mm

прочности и эффективности формоизменения – максимальных значений. Области экстремальных значений исследуемых показателей процесса волочения смещаются в сторону увеличения угла α при повышении коэффициентов вытяжки и трения и уменьшении напряжения противонатяжения (см. рис. 1, 2). В меньшей степени влияет на величину оптимального угла волочения коэффициент упрочнения. Особенность этого влияния показана в работе [9]. Расстояние между парами кривых 1 и 3, 2 и 4 характеризует степень изменения параметра от увеличения коэффициента трения от 0,05 до 0,15 при коэффициенте упрочнения 0,25 при отсутствии и наличии калибрующего пояска соответственно. Чем меньше величина угла α, тем в большей степени изменяется величина параметров от изменения коэффициента трения. Рост степени деформации вызывает увеличение осевого напряжения и критерия η при снижении показателей запаса прочности. Повышение коэффициента трения вызывает увеличение напряжения о, и уменьшение значений Zap, у и η. Противонатяжение уменьшает критерий η и

запас прочности и повышает осевое напряжение, особенно при меньших значениях коэффициентов трения и вытяжки. С ростом коэффициента упрочнения от 0,25 до 1,25 значительно повысилось осевое напряжение, особенно при наличии пояска. Это показывает сравнение расположения кривых 3 и 5 при отсутствии пояска и 4 и 6 при наличии пояска и коэффициенте трения 0,15. Усиление деформационного упрочнения почти не вызвало изменения критерия у при отсутствии пояска и противонатяжения, поэтому кривые 3 и 5 почти слились при коэффициенте вытяжки 1,15 и 1,35 (рис. 1, ж; 2, ж). Однако при действии противонатяжения и отсутствии пояска величина η несколько повысилась при увеличении коэффициента упрочнения (рис. 1, 3; 2, 3). При наличии пояска рост коэффициента *k* вызвал снижение критерия η при отсутствии и действии противонатяжения, что показывают кривые 4 и б (рис. 1, ж, з; 2, ж, з).

Зависимости для абсолютного запаса прочности и коэффициента запаса прочности при некоторых сочетаниях значений параметров деформации дают неод-



Рис. 2. Зависимости полного осевого напряжения  $\sigma_z$ , абсолютного запаса прочности *Zap*, коэффициента запаса прочности  $\gamma$  и критерия эффективности формоизменения  $\eta$  от угла  $\alpha$  при коэффициенте вытяжки 1,35:

 $a, 6, \partial, \mathcal{H} - \sigma_q = 0; \delta, c, e, 3 - \sigma_q = 250 \text{ MIIa}; 1, 2 - f = 0,05; 3 - 6 - f = 0,15; 1 - 4 - k = 0,25; 5, 6 - k = 1,25; 1, 3, 5 - L = 0; 2, 4, 6 - L = 1,0 \text{ MM}$ 

Fig. 2. The dependences of the total axial stress  $\sigma_z$ , absolute safety margin *Zap*, safety factor  $\gamma$  and  $\eta$  efficiency criterion of forming from the angle  $\alpha$  with reduction ratio 1.35: *a*, *b*,  $\partial, \mathcal{H} - \sigma_a = 0$ ;  $\delta, z, e, 3 - \sigma_a = 250$  MPa; I, 2 - f = 0.05; 3 - 6 - f = 0.15; I - 4 - k = 0.25; 5, 6 - k = 1.25; I, 3, 5 - L = 0; 2, 4, 6 - L = 1.0 mm

нозначные выводы. Например, при  $\alpha = 15^{\circ}$  и отсутствии противонатяжения кривая 5 (f = 0, 15; L = 0; k = 0) выше кривой I (f = 0.05; L = 0; k = 1.25) на графиках для зависимостей Zap от α, а на графиках γ от α выше кривая *I* (рис. 1, *в*, *д*; 2, *в*, *д*). Таким образом, критерии Zap и у дают разную оценку уровня запаса прочности при заданных значениях степени деформации. При коэффициентах вытяжки 1,35 и трения 0,15 абсолютный запас прочности *Zap* < 0, а коэффициент запаса прочности  $\gamma < 1$ , если угол  $\alpha < 3^{\circ}$  (рис. 2, *в* – *е*, кривые 3 – 6). В этом случае нарушается устойчивость процесса волочения по причине повышенной частоты обрывов тянущего конца проволоки [2 – 5]. Расстояние в вертикальном направлении между парами кривых 1 и 2; 3 и 4; 5 и 6 характеризует степень влияния пояска на величину исследуемого показателя деформации проволоки.

На рис. 3 показано влияние калибрующего пояска диаметром 2 мм и длиной 1 мм на прирост в нем осевого напряжения  $\sigma_{Z2}$  при коэффициенте вытяжки 1,15 и 1,35. Кривые для прироста напряжения в пояске имеют максимум при оптимальной величине угла волочения.

Величина прироста напряжения  $\sigma_{Z2}$  больше при коэффициенте упрочнения 1,25 и коэффициенте вытяжки 1,15 (рис. 3, *a*, *б*). Противонатяжение существенно снизило прирост напряжения в пояске.

Напряжение  $\sigma_{Z2}$  при коэффициенте трения 0,15 (кривая 2) больше, чем при f = 0,05 (кривая 1) во всем интервале изменения угла  $\alpha$  (рис. 3, a,  $\delta$ ), если коэффициент вытяжки 1,15. Однако при  $\mu = 1,35$  (рис. 3, s, c) и малых значениях угла  $\alpha$  прирост напряжения в пояске больше при f = 0,05. Более высокие расчетные значения прироста осевого напряжения в пояске при меньшем коэффициенте трения невозможны при использовании уравнений [10], не учитывающих, в отличие от уравнения (6), напряженное состояние проволоки на выходе рабочего конуса волоки:

$$\sigma_{Z2} = \frac{2fL\sigma_{Sk}}{r_k}; \tag{9}$$

$$\sigma_{Z2} = \frac{2fL\sigma_S}{r_k}.$$
 (10)



Рис. 3. Прирост осевого напряжения в калибрующем пояске в зависимости от угла  $\alpha$  при коэффициенте вытяжки  $1,15 (a, \delta)$  и 1,35 (e, c):  $a, e - \sigma_q = 0; \delta, c - \sigma_q = 250$  МПа; 1 - f = 0,05; k = 0,25; 2 - f = 0,15;k = 0,25; 3 - f = 0,15; k = 1,25

Fig. 3. Increase in the sizing of the axial stress depending on the girdle from the angle  $\alpha$  with drawing ratio 1.15 (a,  $\delta$ ) and 1.35 (e, z): a,  $e - \sigma_q = 0$ ;  $\delta$ ,  $z - \sigma_q = 250$  MPa; 1 - f = 0.05; k = 0.25; 2 - f = 0.15; k = 0.25; 3 - f = 0.15; k = 1.25

Из уравнений (9) и (10) следует только непрерывное увеличение прироста осевого напряжения в пояске с повышением коэффициента трения.

Допустим, что затраты энергии на повышение прочностных свойств проволоки являются отрицательной величиной. Это можно принять, например, при волочении проволоки не на готовый размер, т. е. на промежуточном переделе проволоки с целью уменьшения ее поперечного сечения. Тогда в уравнении (7) зададим малую величину коэффициента упрочнения, например, 0,0001 (при нулевой величине коэффициента упрочнения нарушается условие для проведения вычислительного процесса на компьютерах, так как происходит деление нуля на нуль). На рис. 4 представлены значения критерия эффективности формоизменения  $\eta^*$  от угла а при новом способе расчета прироста осевого напряжения  $\sigma_{70}$ .

Сравнение соответствующих зависимостей рис. 4 и рис. 1,  $\mathcal{K}$ , 3; 2,  $\mathcal{K}$ , 3 показывает меньшее значение критерия  $\eta^*$ , чем аналогичного критерия  $\eta$ , который, в отличие от первого, принимает «полезными» затраты энергии на повышение прочности проволоки. Неравенство  $\eta^* < \eta$  более выражено при коэффициенте упрочнения 1,25 (кривые 5 и 6).

Проведена оценка характера влияния длины калибрующего пояска диаметром 2,0 мм на значения предложенных критериев  $\eta$  и  $\eta^*$ . Для этого рассчитана



Рис. 4. Зависимость критерия эффективности формоизменения  $\eta^*$  от угла  $\alpha$  при коэффициенте вытяжки 1,15 (*a*, *б*) и 1,35 (*b*, *c*): *a*, *b* –  $\sigma_q = 0$ ; *b*, *c* –  $\sigma_q = 250$  МПа; *l*, *2* – *f* = 0,05; *3* – *b* – *f* = 0,15; *l* – *4* – *k* = 0,25; *5*, *6* – *k* = 1,25; *l*, *3*, *5* – *L* = 0; *2*, *4*, *6* – *L* = 1,0 мм

Fig. 4. Dependence of the efficiency criterion  $\eta^*$  of forming from the angle  $\alpha$  with reduction ratio 1.15 (a,  $\delta$ ) and 1.35 (s, e): a,  $s - \sigma_q = 0$ ;  $\delta$ ,  $e - \sigma_q = 250$  MPa; 1, 2 - f = 0.05; 3 - 6 - f = 0.15; 1 - 4 - k = 0.25; 5, 6 - k = 1.25; 1, 3, 5 - L = 0; 2, 4, 6 - L = 1.0 mm

разность критериев  $\eta$  и  $\eta^*$  при отсутствии и наличии пояска длиной 1,0 мм:

$$\Delta \eta = \eta(L) - \eta(L = 0); \ \Delta \eta^* = \eta^*(L) - \eta^*(L = 0)$$

Разности  $\Delta \eta$  и  $\Delta \eta^*$  в зависимости от угла  $\alpha$  показаны на рис. 5 при отсутствии противонатяжения и напряжении противонатяжения 250 МПа.

Отрицательное влияние пояска на критерий эффективности формоизменения выше при оптимальной величине угла волочения. При этом величина критерия η снизилась в несколько большей мере, чем критерия η<sup>\*</sup>. Снижение критериев более заметно при коэффициенте упрочнения 1,25 (кривая 3 выше кривой 2). Значения  $\Delta\eta$ меньше при коэффициенте вытяжки 1,35 (рис. 5, *в*, *г*), чем при  $\mu = 1,15$  (рис. 5, *a*, *б*). Противонатяжение снизило негативное действие пояска на эффективность формоизменения, что показывает парное сравнение соответствующих зависимостей *a* и *б*, *в* и *г*, *д* и *е* на рис. 5.



Рис. 5. Влияние калибрующего пояска на величину снижения критерия эффективности формоизменения <br/>п при коэффициенте вытяжки 1,15 (*a*, *б*) и 1,35 (*e* - *e*) в зависимости от угла α:<br/> *a*, *e*, *d* -  $\sigma_q = 0$ ; *б*, *e*, *e* -  $\sigma_q = 250$  МПа; I - f = 0,05; k = 0,25;<br/> 2 - f = 0,15; k = 0,25; 3 - f = 0,15; k = 1,25

Fig. 5. The effect of the girdle on reduction magnitude of sizing criterion  $\eta$  of efficiency of forming with drawing ratio 1.15 (a,  $\delta$ ) and 1.35 (s - e) in dependence from the angle  $\alpha$ :

a, b, 
$$\partial - \sigma_q = 0$$
;  $\delta$ , c,  $e - \sigma_q = 250$  MPa;  $I - f = 0.05$ ;  $k = 0.25$ ;  
2 - f = 0.15;  $k = 0.25$ ;  $3 - f = 0.15$ ;  $k = 1.25$ 

**Выводы.** При расчете критерия  $\eta$  для оценки эффективности формоизменения энергия, затраченная на формоизменение заготовки и повышение прочностных свойств обрабатываемого материала, принята как полезная, а затраты энергии на преодоление сил контактного трения и противонатяжения, на сдвиговую деформацию в очаге деформации и на его границах – дополнительными и бесполезными. Второй аналогичный критерий  $\eta^*$  к бесполезным затратам энергии относит также работу силы волочения, идущую на повышение прочности проволоки. Этот критерий меньше  $\eta$ . Оба критерия  $\eta$  и  $\eta^*$  увеличиваются с ростом коэффициента вытяжки и снижением коэффициента трения, длины калибрующего пояска и напряжения противонатяжения. Влияние коэффициента упрочнения на критерии эффективности формоизменения менее значимо, чем коэффициентов вытяжки и трения. Графики зависимости осевого напряжения, абсолютного запаса прочности, коэффициента запаса прочности и критериев эффективности формоизменения от величины угла α показали увеличение оптимального угла волочения с повышением коэффициентов вытяжки и трения и снижением напряжения противонатяжения волочения.

При оптимальном значении угла волочения  $\alpha$  достигаются максимальные значения критериев эффективности формоизменения  $\eta$  и  $\eta^*$ , абсолютного запаса прочности *Zap* и коэффициента запаса прочности  $\gamma$ , а также максимальное снижение критериев  $\eta$  и  $\eta^*$  при увеличении длины калибрующего пояска волоки. Критерий  $\eta$ более приемлем при оценке эффективности формоизменения при волочении проволоки на готовый размер с нормированными прочностными свойствами, а критерий  $\eta^*$  при аналогичной оценке при деформировании только с целью уменьшения поперечного сечения проволоки. При построении маршрутов волочения передельной и готовой проволоки с целью снижения затрат внешней энергии на ее пластическое формоизменение следует рекомендовать показатели  $\eta$  и  $\eta^*$ .

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. – 306 с.
- Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. – 447 с.
- Тарнавский А.Л. Эффективность волочения с противонатяжением. – М.: Металлургиздат, 1959. – 152 с.
- Изготовление высококачественных метизов (научный и практический опыт Белорецкого металлургического комбината) / В.А. Кулеша, Н.А. Клековкина, Х.Н. Белалов и др. – Магнитогорск: Магнитогорский дом печати, 1999. – 327 с.
- Гурьянов Г.Н. Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. – 358 с.
- Гурьянов Г.Н. К оценке эффективности применения противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30-38.
- Гурьянов Г.Н. Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34 36.
- Аркулис Г.Э. О максимальной вытяжке при волочении. // Тр. конф. по метизному производству. – Челябинск: Изд. ЦБТИ Челябинского совнархоза, 1961. С. 36 – 42.
- Гурьянов Г.Н. Оптимальные углы рабочего конуса волоки в зависимости от основных параметров деформации проволоки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 9. С. 42 – 45.
- Зыков Ю.С. Определение максимально допустимых вытяжек при волочении. // Сталь. 1998. № 4. С. 54 – 55.

© 2015 г. Гурьянов Г.Н., Железков О.С., Платов С.И., Терентьев Д.В. Поступила 26 апреля 2014 г. IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 24-30.

#### MARGIN AND EFFICIENCY OF FORMING OF WIRE DEPENDING ON THE ANGLE OF DRAWING

*Gur'yanov G.N., Cand. Sci. (Eng.), assist. Professor* (GGNbelorhome@rambler.ru)

**Zhelezkov O.S.**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Strength of materials"

**Platov S.I.,** Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Machinery and metal forming technology"

*Terent'ev D.V.*, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Machinery and metal forming technology"* 

Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov (38, Lenina ave., Magnitogorsk, 455000, Russia)

- *Abstract*. Results of calculation of the axial stress, the absolute margin of safety, safety I.L. Perlin factor for wire were determined and the authors proposed criteria for evaluating the effectiveness of forming at drawing round solid profile. At the optimum value of the angle of drawing, when the axial stress is minimal, can be observed maximum values of the safety factor and the proposed performance criteria of forming.
- *Keywords*: drawing, wire, axial stress, die parallel, optimum corner of drawing, economy of energy, margin.

#### REFERENCES

- Gubkin S.I. *Plasticheskaya deformatsiya metallov* [Plastic deformation of metals]. Vol. 3. Moscow: Metallurgizdat, 1960. 306 p. (In Russ.)
- 2. Perlin I.L., Ermanok M.Z. *Teoriya volocheniya* [Theory of drawing]. Moscow: Metallurgiya, 1971. 447 p. (In Russ.).

- **3.** Tarnavskii A.L. *Effektivnost' volocheniya s protivonatyazheniem* [Efficiency of drawing with counterstrain]. Moscow: Metallurgizdat, 1959. 152 p. (In Russ.).
- Kulesha V.A., Klekovkina N.A., Belalov Kh.N. *Izgotovlenie vysokokachestvennykh metizov (nauchnyi i prakticheskii opyt Beloretskogo metallurgicheskogo kombinata)* [Making of high-quality hardware (scientific and practical experience of Beloretsk Metallurgical Plant)]. Magnitogorsk: Magnitogorskii dom pechati, 1999. 327 p. (In Russ.).
- Gur'yanov G.N. Raschet, analiz napryazhenii, deformatsii i zapasa prochnosti pri kholodnom volochenii provoloki: Monografiya [Calculation analysis of stresses, strains and the safety margin for cold wire drawing: Monograph]. Magnitogorsk: MGTU, 2008. 358 p. (In Russ.).
- Gur'yanov G.N. Evaluation of effectiveness of counterstrain at drawing of round solid profile. *Zagotovitel'nye proizvodstva v* mashinostroenii. 2012, no.12, pp. 30–38. (In Russ.).
- Gur'yanov G.N. Calculation of growth of axial stress in the sizing girdle considering the stress state at the output of the round billet on drawing working cone dies. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2012, no. 6, pp. 34–36. (In Russ.).
- Arkulis G.E. O maksimal'noi vytyazhke pri volochenii [Maximal drawn at drawing]. In: Trudy konferentsii po metiznomu proizvodstvu [Proceedings of the Conference on hardware production]. Chelyabinsk: Izd-vo TsBTI Chelyabinskogo sovnarkhoza, 1961, pp. 36–42. (In Russ.).
- Gur'yanov G.N. Optimal working cone angles dies depending on the basic parameters of the deformation of the wire. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya* – *Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 9, pp. 42–45. (In Russ.).
- **10.** Zykov Yu.S. Determination of maximum permissible draft ratio in wire drawing. *Steel in Translation*. 1998, vol. 28, no.4, pp. 40–42.

Received April 26, 2014

#### УДК 621.98.044.7

#### РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВОГО МЕТОДА ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ

**Боташев А.Ю.,** д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Технология и оборудование пищевых производств» (botashev11@mail.ru)

Бисилов Н.У., ст. преподаватель кафедры «Технология и оборудование пищевых производств» Малсугенов Р.С., аспирант кафедры «Технология и оборудование пищевых производств»

Северо-Кавказская государственная гуманитарно-технологическая академия (369000, Россия, г. Черкесск, ул. Ставропольская, 36)

Аннотация. Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований нового метода листовой штамповки, обеспечивающего регулируемый нагрев заготовки до заданной температуры и последующее ее деформирование двусторонним воздействием продуктов сгорания газовых смесей. Доказана возможность нагрева штампуемой заготовки непосредственно в полости матрицы до интервала температур горячей обработки. При этом время нагрева заготовки составляет менее 1 с, а давление горючей газовой смеси в зависимости от материала и толщины заготовки – 0,5 – 2,0 МПа. Получены зависимости для расчета параметров процесса штамповки. Экспериментальные исследования показали, что при данном методе за счет нагрева заготовки создаются благоприятные условия для ее деформирования. Это обеспечивает штамповку деталей сложной формы за один технологический переход, используя при этом сравнительно простую оснастку, что существенно снижает себестоимость штампуемых деталей. Благодаря этому и невысокой стоимости используемого оборудования данный метод штамповки может найти эффективное применение в промышленном производстве.

*Ключевые слова*: листовая штамповка, газовая штамповка, нагрев листовой заготовки, устройство для листовой штамповки, газообразная топливная смесь, пластичность, горячая обработка.

Листовая штамповка обеспечивает высокое качество получаемых деталей и малый расход материала. Поэтому она широко используется для производства деталей машин и аппаратов. При этом штамповка осуществляется в холодном состоянии листовой заготовки, т. е. при температуре окружающей среды. При такой температуре пластичность многих материалов невысока. Поэтому штамповка деталей сложной формы чаще всего производится за несколько технологических переходов, используя на каждом из них разную штамповую оснастку. Нередко между этими технологическими переходами производится также термообработка заготовки. Это значительно удорожает производство деталей.

Увеличение пластичности заготовки можно обеспечить путем ее нагрева. Однако листовая заготовка быстро остывает из-за большой площади ее поверхности. Это очень затрудняет осуществление листовой штамповки в горячем состоянии заготовки. Тем не менее, при штамповке труднодеформируемых материалов в некоторых случаях используют нагрев заготовки путем длительного воздействия на нее горячего газа [1, 2]. Нагрев заготовки производят также при помощи электрического тока непосредственно в полости штамповой оснастки. Однако эти методы нагрева заготовки чрезмерно дорогостоящие и не нашли широкого применения.

Целью данной работы является разработка нового метода листовой штамповки, обеспечивающего кратковременный нагрев заготовки до заданной температуры и последующее ее деформирование, и оборудования для ее реализации. Для достижения этой цели поставлены следующие задачи: разработка нового метода штамповки; оценка возможности нагрева этим методом заготовки до заданной температуры; разработка оборудования и практическая апробация новой технологии штамповки.

Для решения этих задач использована газовая штамповка [3], осуществляемая под действием давления газа и реализуемая при помощи различных устройств [4, 5], принцип работы которых основан на потреблении энергии горючих газовых смесей. При газовой штамповке в процессе деформации заготовка также нагревается под воздействием газа и ее температура повышается до 200 – 350 °C. Однако этого не достаточно для существенного повышения пластичности заготовки, в частности стальных заготовок. Для обеспечения нагрева заготовки до интервала температур горячей обработки необходимо предотвратить контакт заготовки с поверхностью матрицы в период ее нагрева. Исходя из этих предпосылок, авторами разработан метод газовой штамповки с двухсторонним нагревом заготовки. На рис. 1 представлено устройство, реализующее этот метод штамповки. Устройство содержит матрицу *1* и камеру сгорания 2, которые снабжены средствами для подачи компонентов газообразной топливной смеси, ее зажигания и выпуска продуктов сгорания. Штампуемая заготовка 11 устанавливается между матрицей и камерой сгорания и зажимается кольцевым поршнем 13. Через впускные клапаны 4 и 9 в камеру сгорания и в полость матрицы подаются компоненты топливной смеси, например горючий газ и сжатый воздух. В матрице и камере сгорания образуется топливная смесь одинакового давления, которая поджигается свечами 5 и 7. В результате сгорания топливной смеси давление и температура в матрице и камере сгорания многократно увеличивается. При этом под двухсторонним воздействием продуктов сгорания заготовка



Рис. 1. Схема устройства для газовой штамповки: *I* – матрица; *2* – камера сгорания; *3* – болт; *4*, *8* – впускные клапаны; *5*, *7* – свечи зажигания; *6*, *9* – выпускные клапаны; *10* – гайка; *II* – заготовка; *12* – полость; *13* – кольцевой поршень; *14* – канал

Fig. 1. Scheme of the device for gas forming: *I* – matrix; 2 – combustion chamber; 3 – bolt; 4, 8 – intake valves;
5, 7 – combustion candles; 6, 9 – exhaust valves; 10 – nut; 11 – the workpiece; 12 – cavity; 13 – the annular piston; 14 – channel

интенсивно нагревается. При достижении заданного интервала температур открывается выпускной клапан 8 и газ из матрицы выпускается. Давление в полости матрицы падает. При этом под действием давления газа, находящегося в камере сгорания, заготовка деформируется и заполняет полость матрицы. После завершения процесса штамповки открывается выпускной клапан 6 и газ из камеры сгорания выпускается.

На базе уравнений теплопроводности, конвективного теплообмена и теплового баланса [6] проведено исследование нагрева заготовки при данном методе штамповки. При этом установлено, что вследствие высокой интенсивности нагрева, температура по толщине листовой заготовки существенно не изменяется, т. е. по всей ее толщине температура примерно одинаковая. Время, необходимое для нагрева заготовки до заданной температуры, может быть определено по следующей зависимости [7]:

$$\tau_{\rm H} = \frac{s\rho_3 c_3}{2\alpha \left(t_{\rm r} - t_3\right)_{\rm c}} t_3, \qquad (1)$$

где *s* – толщина заготовки;  $\rho_3$ ,  $c_3$  – плотность и удельная теплоемкость материала заготовки;  $t_3$  – температура заготовки;  $(t_r - t_3)_c$  – среднее значение перепада температур между газом и заготовкой;  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи. Расчеты по этому уравнению показали, что в зависимости от параметров заготовки длительность процесса нагрева составляет 0,3 – 0,6 с. Этого времени вполне достаточно для нагрева заготовки толщиной 1 - 2 мм до интервала температур горячей обработки.

Положительные результаты теоретического анализа процесса нагрева заготовки дали основание для создания оборудования, реализующего данный метод штамповки.

Были проведены экспериментальные исследования процесса нагрева штампуемой заготовки [8], результаты которых представлены на рис. 2, из которого следует, что интенсивный нагрев заготовки происходит при длительности нагрева до 0,3-0,5 с. При дальнейшем увеличении времени нагрева скорость роста температуры существенно снижается. Исходя из этого, а также учитывая, что в процессе нагрева заготовки снижается давление газа вследствие его охлаждения, время нагрева следует установить в пределах 0,3-0,5 с. Из рис. 2 видно, что температура заготовки существенно зависит от давления топливной смеси, с ростом давления интенсивность ее нагрева увеличивается. В частности, давление топливной смеси 0,7 МПа обеспечивает нагрев стальной заготовки толщиной 1 мм до 700-750 °C. Увеличение давления топливной смеси до 1 МПа позволяет повысить температуру заготовки до 900 °С, что соответствует интервалу температур горячей обработки стали. Следует отметить, что в уравнении (1) влияние давления газа отражается через коэффициент теплоотдачи α, с увеличением давления величина α повышается.

Вычисленные по уравнению (1) значения температуры заготовки при различных значениях времени нагрева и давления топливной смеси удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными, расхождение их не превышает 12 - 15 %. Проведенные теоретические и экспериментальные исследования в целом показали, что при определенном сочетании давления топливной смеси и длительности нагрева можно обеспечить нагрев штампуемой заготовки до интервала температур горячей обработки.

Для определения необходимой величины давления топливной смеси было проведено исследование процесса деформирования нагретой листовой заготовки под воздействием газа. При этом получена зависимость для определения величины давления топливной смеси, необходимой для осуществления процесса штамповки [8],



Рис. 2. Изменение во времени температуры стальной заготовки толщиной 1 мм при различных давлениях топливной смеси, МПа: I - 0.3; 2 - 0.5; 3 - 0.7

Fig. 2. Graphics of the variation in time of temperature of the steel billet with thickness of 1 mm at different pressures of the fuel mixture, MPa: I - 0.3; 2 - 0.5; 3 - 0.7

$$R_c = \frac{2s\sigma_s}{\lambda\beta R_{\min}} \left(1 + \frac{V_{\rm M}}{V_{\rm K}}\right)^k,\tag{2}$$

где *s* – толщина заготовки;  $\sigma_s$  – предел текучести материала заготовки при температуре штамповки;  $\lambda$  – степень повышения давления в результате сгорания топливной смеси при постоянном объеме;  $\beta$  – степень снижения давления из-за охлаждения газа при нагреве заготовки;  $R_{\rm min}$  – минимальный радиус кривизны формообразующей части матрицы;  $V_{\rm M}$  – объем полости матрицы;  $V_{\rm K}$  – объем камеры сгорания; *k* – показатель адиабаты.

Для проверки полученной зависимости, а также оценки технологических возможностей данного метода штамповки были проведены экспериментальные исследования. При этом штамповали сферообразные днища разной глубины, панели сотовой конструкции и панели спиральных теплообменников, показанные на рис. 3 и 4.

Днища штамповали из стальной листовой заготовки толщиной 1 мм, используя при этом цилиндрическую матрицу диаметром 400 мм. При этом камеру сгорания и матрицу последовательно наполняли топливной смесью. Затем одновременно поджигали топливные смеси в обеих полостях, после чего через 0,5 – 0,6 с осуществляли выпуск продуктов сгорания из полости матрицы. Эксперименты показали, что для штамповки днища из стальной заготовки толщиной 1 мм достаточно давления топливной смеси 0,2 – 0,3 МПа в зависимости от глубины днища. Эти значения давления удовлетворительно



Рис. 3. Сферообразные днища и панель сотовой конструкции

Fig. 3. The sphere-like bottom and honeycomb panel

согласуются с величиной давления, полученной по уравнению (2), их расхождение не превышает 15 %.

Штамповку панелей сотовой конструкции с размером ячеек 90×90 мм производили из алюминиевого листа толщиной 2 мм, используя решетчатую матрицу. Аналогичные конструкции используются в авиастроении. Их изготовляют фрезерованием или изотермической формовкой [9]. При штамповке панелей сотовой конструкции наполнение камеры сгорания и матрицы топливной смесью и ее зажигание осуществлялось также, как при штамповке днищ, но выпуск продуктов сгорания из матрицы производили через 0,3 – 0,4 с после зажигания топливной смеси. Эксперименты показали, что давление топливной смеси 0,3 – 0,4 МПа достаточно для получения деталей хорошего качества.

В пищевых производствах используются спиральные теплообменники [10], в которых канал для течения теплоносителя имеет форму спирали. В данном случае канал имел форму спирали Архимеда с шагом 30 мм, что наиболее приемлемо для создания компактных спиральных теплообменников. Штамповку панелей со спиральным каналом производили из алюминиевого листа толщиной 2 мм. Штамповая оснастка состояла из матрицы со спиральным каналом и прижимного кольца для зажима фланца заготовки. Время нагрева заготовки составляло 0,3 – 0,4 с. Проведенные эксперименты показали, что при давлении топливной смеси 0,5 – 0,6 МПа обеспечивается хорошее качество получаемой детали.

Обобщая изложенное, можно заключить следующее. Разработанный метод газовой штамповки с двухсторонним нагревом заготовки обеспечивает ее нагрев до заданной температуры и последующее деформирование, что создает благоприятные условия для штамповки деталей сложной формы. При этом максимальная температура заготовки зависит от давления горючей газовой смеси и длительности нагрева заготовки. Необходимая величина давления газовой смеси в зависимости от материала



Рис. 4. Панель со спиральным каналом

Fig. 4. Panel with the spiral channel

и толщины заготовки составляет 0,5 – 2,0 МПа, оптимальная величина длительности нагрева – 0,3 – 0,5 с. Данный метод штамповки обладает широкими технологическими возможностями и позволяет штамповать детали сложной формы за один технологический переход, используя сравнительно простую штамповую оснастку, что существенно снижает себестоимость штампуемых деталей. Оборудование, осуществляющее данный метод штамповки, отличается компактностью, малой металлоемкостью и невысокой стоимостью. Благодаря этим достоинствам данный метод штамповки может найти эффективное применение в промышленном производстве, особенно в мелкосерийном и опытном производствах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Изотермическое деформирование высокопрочных анизотропных металлов / С.П. Яковлев, В.Н. Чудин, С.С. Яковлев, Я.А. Соболев. – М.: Машиностроение-1, изд. ТулГУ, 2004. – 427 с.
- Ларин С.Н. Пневмоформовка ячеистых панелей из анизотропного материала // Изв. ТулГУ. Технич. науки. Вып. 3. – Тула: изд. ТулГУ, 2010. С. 51 – 61.
- Бычков С.А., Борисевич В.К., Кривцов В.С., Брагин А.П. О концепции использования технологических критериев для выбора

импульсных технологий листовой штамповки // Авиационнокосмическая техника и технология. 2007. № 11. С. 222 – 231.

- Сухов В.В. Опыт создания газовзрывных систем с многоточечным инициированием детонации метано-кислородной смеси // Авиационно-космическая техника и технология. 2007. № 11. С. 182–185.
- 5. Мусаев А.А. Выработка исходных данных для разработки опытно-промышленного образца двухкамерного устройства для газовой листовой штамповки// Изв. вуз. Машиностроение. 2012. № 3. С. 43 48.
- Ерофеев В.Л., Семенов П.Д., Пряхин А.С. Теплотехника: Учебник для вузов. / Под ред. В.Л. Ерофеева. М.: ИКЦ «Академкнига», 2008. 488 с.
- Боташев А.Ю. Бисилов Н.У. Исследование газовой листовой штамповки с двухсторонним нагревом заготовки // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 3. С. 25 – 28.
- Боташев А.Ю., Бисилов Н.У., Малсугенов Р.С. Исследование процесса нагрева заготовки при газовой листовой штамповке // Изв. вуз. Машиностроение. 2014. № 5. С. 20 – 24.
- Ковалевич М.В. Расчет режимов пневмотермической формовки деталей коробчатой формы в режиме сверхпластичности // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 9. С. 35 – 39.
- Плаксин Ю.М., Малахов Н.Н., Ларин В.А. Процессы и аппарты пищевых производств. 2-е изд. перераб. и доп. – М.: КолосС, 2007. – 760 с.

© 2015 г. Боташев А.Ю., Бисилов Н.У., Малсугенов Р.С. Поступила 8 ноября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 31-34.

#### DEVELOPMENT AND RESEARCH OF A NEW METHOD OF STAMPING

**Botashev** A.Yu., Dr. Sc. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Food Production Technology and Equipment" (botashev11@mail.ru)

**Bisilov N.U.,** Senior Lecturer of the Chair "Food Production Technology and Equipment"

**Malsugenov R.S.,** Postgraduate of the Chair "Food Production Technology and Equipment"

**North Caucasian State Humanitarian and Technological Academy** (36, Stavropol'skaya str., Cherkessk, 369000, Russia)

- Abstract. The article describes the results of theoretical and experimental studies of a new method of stamping with regulated heating of workpiece to a predetermined temperature and its subsequent deformation by bilateral exposure of combustion products of gas mixtures. The authors demonstrated the possibility of heating the formed preform directly into the die cavity until the hot working temperature range. At this time, heating of the billet is less than 1 s, and the pressure of the combustible gas mixture depending on the material and thickness of the preform is 0.5 ... 2.0 MPa. The dependences of the parameters are determined for the calculation of the stamping process. Experimental studies have shown that this method by heating the workpiece creates favorable conditions for its deformation. This provides stamping parts with complex shapes in a single technological transition, using relatively simple die tooling, significantly reduces the cost of the stamped parts. Due to this and the low cost of the used equipment, this method of stamping can find effective application in industrial production. *Keywords*: stamping, gas-forming, heating of the slab, device for stamping,
- *Keywords*: stamping, gas-forming, heating of the slab, device for stamping gaseous fuel mixture, plasticity, hot working.

#### REFERENCES

1. Yakovlev S.P., Chudin V.N., Yakovlev S.S., Sobolev Ya.A. Izotermicheskoe deformirovanie vysokoprochnykh anizotropnykh metal*lov* [Isothermal deformation of high strength anisotropic metals]. Moscow: Mashinostroenie-1, Izd-vo TulGU, 2004. 427 p. (In Russ.).

- Larin S.N. Pneumo forming of mesh panels of anisotropic material. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskie nauki*. Issue 3. Tula: Izd-vo TulGU, 2010, pp. 51–61. (In Russ.).
- **3.** Bychkov S.A., Borisevich V.K., Krivtsov V.S., Bragin A.P. On the concept of the use of technological criteria for the selection of pulse technology of sheet stamping. *Aviatsionno-kosmicheskaya tekhnika i tekhnologiya*. 2007, no. 11, pp. 222–231. (In Russ.).
- Sukhov V.V. Experience of creating of gas-explosive systems with multipoint initiation of detonation of methane-oxygen mixture. *Aviatsionno-kosmicheskaya tekhnika i tekhnologiya*. 2007, no. 11, pp. 182–185. (In Russ.).
- Musaev A.A. Development of baseline data for the development of research and industrial design of dual-chamber device for gas stamping. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie.* 2012, no. 3, pp. 43–48. (In Russ.).
- Erofeev V.L., Semenov P.D., Pryakhin A.S. *Teplotekhnika: Uchebnik dlya vuzov* [Heat engineering: Textbook for universities]. Erofeev V.L. ed. Moscow: IKTs «Akademkniga», 2008. 488 p. (In Russ.).
- 7. Botashev A.Yu. Bisilov N.U. Investigation of gas stamping with double heating of the billet. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2013, no. 3, pp. 25–28. (In Russ.).
- Botashev A.Yu., Bisilov N.U., Malsugenov R.S. Investigation of the process of workpiece heating in gas sheet stamping. *Izvestiya vysshikh* uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie. 2014, no. 5, pp. 20–24. (In Russ.).
- 9. Kovalevich M.V. Calculation of modes of pneumo thermal forming of parts of box form in superplasticity mode. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2006, no. 9, pp. 35–39. (In Russ.).
- **10.** Plaksin Yu.M., Malakhov N.N., Larin V.A. *Protsessy i apparaty pishchevykh proizvodstv* [Processes and equipment for food production]. Moscow: KolosS, 2007. 760 p. (In Russ.).

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

УДК 621.77

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ТОЧНОСТИ ВНУТРЕННЕГО ДИАМЕТРА ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРУБ ПРИ РАЗДАЧЕ

Богатов А.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Обработка металлов давлением» Салихянов Д.Р., аспирант, ассистент (salenhall@gmail.com)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. В настоящее время одним из востребованных видов металлопродукции являются стальные трубы конструкционного назначения. Важнейшими их характеристиками являются точность размеров и чистота поверхности, высокий уровень механических свойств и служебных характеристик. Особое внимание уделяется точности внутреннего канала труб, так как этот параметр определяет эксплуатационную надежность и экономическую эффективность их применения. Одним из наиболее эффективных способов повышения точности является раздача трубы на оправке. Для исследования точности труб целесообразно использовать пакеты конечно-элементного моделирования. Их применение позволило исследовать внеконтактную раздачу на входе и выходе из очага деформации, неравномерность деформации и коэффициент повышения точности. Определение этих характеристик является важным условием для разработки оптимальных режимов деформации и конструкции инструмента для получения особоточных труб по внутреннему диаметру.

Ключевые слова: горячекатаные трубы, точность внутреннего канала труб, показатель точности, раздача труб на оправке.

Стальные трубы являются одним из самых востребованных видов металлопроката. Они нашли широкое применение во многих отраслях промышленности. Наиболее важными характеристиками, определяющими их срок эксплуатации, надежность и экономическую эффективность, являются механические свойства, чистота поверхности и точность размеров. Холоднодеформированные трубы отличаются высокой точностью размеров и чистотой внутренней поверхности. Точность размеров и чистота внутренней поверхности во многом определяют срок службы труб в таких отраслях, как нефтедобывающая и нефтеперерабатывающая промышленность, атомная энергетика, химическое машиностроение и др. Однако применение холоднодеформированных труб не всегда экономически целесообразно ввиду их высокой стоимости. Эффективным способом повысить точность внутреннего диаметра и качество внутренней поверхности горячекатаных труб является операция калибрования способом раздачи трубы на оправке. Например, в соответствии с ГОСТ Р 52203-2004, наружный диаметр насосно-компрессорной трубы 73×5,5 мм может быть в диапазоне от 72,2 до 73,8 мм, а толщина стенки – от 4,8 до 5,9 мм. Таким образом, внутренний диаметр трубы находится в диапазоне от 60,4 до 64,2 мм. Этот диапазон значений можно уменьшить, применяя калибровку внутреннего диаметра труб. Кроме того, способом раздачи трубы уменьшаются величины шероховатости: для горячекатаных труб Ra = 40 – 50 мкм; для холоднодеформированных *Ra* ≤ 0,5 – 0,6 мкм. Повышение точности внутреннего диаметра и уменьшение шероховатости поверхности способствуют уменьшению интенсивности коррозионных процессов и образованию асфальтосолевых отложений и, соответственно, повышению долговечности труб при добыче нефти.

При раздаче трубы на оправке происходит одновременное увеличение внутреннего диаметра, изменение толщины стенки и длины трубы, а также уменьшение шероховатости на внутренней поверхности. Закономерности их изменения, а также изменение силы раздачи в зависимости от способа и режимов процесса являются предметом исследования.

В большинстве работ [1-5] основной целью являлось изучение силовых нагрузок процесса раздачи. Особенности формоизменения и точность труб после раздачи практически не рассматривались. С учетом вышеизложенного целями данной работы являлись исследования внеочаговой упруго-пластической деформации и изменения диаметра внутренней поверхности трубы в результате калибрования, оценка эффективности процесса калибрования способом раздачи и разработка технических предложений повышения точности размеров труб при калибровании на оправке.

В работе методом конечно-элементного моделирования (МКЭ-моделирования) с помощью программного комплекса Deform-3D исследовано формоизменение трубы при раздаче, определены границы зоны внеконтактной пластической деформации, дана оценка точности труб после раздачи. На рис. 1, *а* представлен очаг деформации для одного из вариантов численного решения методом МКЭ. Граница начала пластической деформации определялась по интенсивности пластической деформации  $\varepsilon_{\mu}$  – пластическая деформация наступает при достижении величины 0,002. Участок, на котором начиналось сужение внутреннего диаметра трубы был принят как конец внеконтактного участка раздачи трубы.



Рис. 1. Очаг деформации при МКЭ-моделировании процесса раздачи (а) и схема очага деформации (б)

Fig. 1. Deformation zone in the FEM simulation of the process of expansion (a) and scheme of the deformation zone ( $\delta$ )

На рис. 1, *б* изображена схема очага деформации, в соответствии с которой исследовались величины, характеризующие внеконтактную пластическую деформацию.

Раздача происходит за счет перемещения оправки, соединенной с тяговым органом волочильного стана. Очаг деформации трубы при раздаче состоит из нескольких характерных участков (рис. 1, а): линейного участка непосредственного контакта трубы и конусной оправки, являющегося геометрическим очагом деформации длиной l<sub>геом</sub> и двух криволинейных участков на входе и выходе, являющихся зонами внеконтактной пластической деформации. Общая длина очага пластической деформации равна  $l_{\text{dakr}}$ . Величина увеличения внутреннего диаметра трубы δ является характеристикой внеочаговой пластической деформации на выходе из очага деформации, а величина уменьшения внутреннего диаметра трубы и характеризует упругое разгружение трубы. Внеочаговая упругопластическая деформация характеризуется степенью внеконтактной раздачи трубы на входе в очаг деформации  $\Delta \varepsilon_0 = \frac{d_{\text{конт}} - d_{\text{геом}}}{d_{\text{геом}}}$  и

на выходе  $\Delta \varepsilon_1 = \frac{d_{\text{max}} - d_{\text{onp}}}{d_{\text{onp}}}.$ 

При решении задачи раздачи трубы в качестве модели материала трубы использована упруго-пластическая упрочняемая среда, в качестве материала была выбрана сталь AISI-1045 из библиотеки материалов Deform-3D, являющаяся аналогом стали 45. Угол конусности рабочей части оправки принят равным 12°, а диаметр калибрующей части оправки  $d_{onp} = 64$  мм. Внутренний диаметр трубы в исходном состоянии в зависимости от ее точности может иметь любое значение из диапазона, указанного в таблице. Коэффициент толстостенности труб имел два значения m = 1,15 и 1,2, где m равна отношению наружного диаметра к внутреннему. Трубы раздавались со степенью раздачи  $\varepsilon = 0,5 - 5,0$ %, где  $\varepsilon = \frac{d_{onp} - d_{BHO}}{100}$ %.

В качестве оценки соотношения длины геометрического и фактического очага деформации выбрано отношение  $l_{\text{reom}}/l_{\text{факт}}$ . На рис. 2 представлен график за-

висимости отношения  $l_{\rm reom}/l_{\rm факт}$  от степени раздачи є, из которого видно, что при всех степенях деформации сохраняется низкое значение  $l_{\rm reom}/l_{\rm факт}$  (от 0,07 до 0,14), из чего следует, что для обеспечения высокой точности труб в процессе раздачи крайне важно обеспечивать осевую симметрию трубы и оправки.

Точность калиброванных труб зависит от величины внеконтактной деформации на выходе  $\Delta \varepsilon_1$ . На рис. 3 приведены графики зависимости степени внеконтактной деформации на входе  $\Delta \varepsilon_0$  и на выходе  $\Delta \varepsilon_1$  от степени раздачи є. Из графиков видно монотонное возрастание обеих величин от степени раздачи, причем для более тонкостенных труб наблюдается большая степень внеконтактной деформации на входе и выходе.

В данной работе точность внутреннего диаметра труб оценивалась отношениями:

до раздачи 
$$p_0 = \frac{d_{\text{опр}} - d_{\text{вн0}}}{2d_{\text{ср0}}},$$
где  $d_{\text{ср0}} = d_{\text{вн0}} + \frac{d_{\text{опр}} - d_{\text{вн0}}}{2};$ 



Рис. 2. Зависимость отношения длины геометрического и фактического очага деформации  $I_{\rm reom}/I_{\rm факт}$  от степени раздачи при *m*: I - 1,15; 2 - 1,20

Fig. 2. The dependence of the ratio of the geometric and the actual deformation zone with lengths  $l_{\text{geom}}/l_{\text{act}}$  from an expansion ratio, *m*: l - 1.15; 2 - 1.20
после раздачи  $p_1 = \frac{d_{\text{вн1 max}} - d_{\text{вн1 min}}}{2d_{\text{ср1}}},$ где  $d_{\text{ср1}} = d_{\text{вн1 min}} + \frac{d_{\text{вн1 max}} - d_{\text{вн1 min}}}{2}.$ 

Значение диаметра оправки в вычислительном эксперименте было постоянным ( $d_{onp} = 64$  мм), а внутренний диаметр трубы имел значение в диапазоне от 60,8 до 63,68 мм. После калибрования трубы раздачей на оправке диапазон сужался, следовательно повышалась точность внутреннего диаметра труб (см. таблицу). Исследование было выполнено для показателей сил трения по Зиббелю  $\psi = 0,05$ ; 0,15; 0,25.

Эффективность калибрования оценивалась изменением отношения  $p_0/p_1$ . Исходные данные и результаты изменения точности приведены в таблице для  $\psi = 0,15$ .

При раздаче трубы с малой степенью раздачи  $\varepsilon = 0.5$  % внутренний диаметр трубы стал меньше диаметра оправки, а с ростом степени раздачи  $\varepsilon > 1.0$  %,

 $d_{\rm BH1} > d_{\rm onp}$ . На рис. 4 приведен график коэффициента повышения точности, из которого видно, что в области значений степени раздачи  $\varepsilon = 1 - 2\%$  эффективность калибрования внутреннего диаметра труб имеет наибольшее значение, а с ростом  $\varepsilon$  до 5% эффективность снижается. С ростом показателя сил трения отношение  $p_0/p_1$  становится меньше.

Значение показателя точности внутреннего диаметра труб после калибрования можно определить, если известны величины внеочаговой деформации на выходе  $\delta$  и уменьшения внутреннего диаметра в результате разгрузки *u*, тогда  $p_1 = \frac{\delta - u}{d_{\text{опр}} + (\delta - u)}$ . При степени раздачи  $\varepsilon = 0 - 2$ % (см. рис. 4) значения величины внеочаговой деформации на выходе  $\delta$  и упругой усадки *u* соизмеримы. При увеличении степени раздачи эффективность калибрования падает, так как величина внеочаговой раздачи  $\delta$  превышает величину упругой усад-

#### Результаты вычислительного эксперимента

Исходный внутренний диаметр d <sub>0</sub> , мм	Относительная толщина стенки <i>т</i>	Показатель разброса значений внутренних диаметров труб <i>p</i> <sub>0</sub> , %	Степень раздачи ε, %	Конечный внутренний диаметр <i>d</i> <sub>1</sub> , мм	Показатель разброса значений внутренних диаметров труб после калибрования <i>p</i> <sub>1</sub> , %	Коэффициент повышения точности $p_0/p_1$
63,68	1,15	0,25	0,5	63,98	0.02	<u> </u>
63,68	1,2		0,5	63,96	0,05	8,06
63,36	1,15	0.5	1	64,05	0.055	0.00
63,36	1,2	0,5	1	63,98	0,033	9,09
62,72	1,15	1.01	2	64,14	0.11	9,18
62,72	1,2	1,01	2	64,11	0,11	
62,08	1,15	1.50	3	64,27	0.21	7.24
62,08	1,2	1,52	3	64,23	0,21	/,24
61,44	1,15	2.04	4	64,73	0.57	2.57
61,44	1,2	2,04	4	64,62	0,57	3,5/
60,8	1,15	2.56	5	65,07	0.92	2.08
60,8	1,2	2,30	5	64,9	0,83	3,08



Рис. 3. Зависимость степеней внеконтактной деформации на входе (a) и выходе (b) от степени раздачи при m: I - 1,15; 2 - 1,20

Fig. 3. The dependence of the degrees of non-contact deformation at the inlet (a) and outlet ( $\delta$ ) from an expansion ratio, m: I - 1.15; 2 - 1.20



Рис. 4. Коэффициент повышения точности при <br/>  $\psi:$ <br/> $l=0,05;\,2=0,15;\,3=0,25$ 



ки *и*. Разница между этими величинами увеличивается с ростом степени раздачи ε.

Таким образом, разработана методика изучения точности внутреннего диаметра труб при раздаче на оправке с использованием пакета МКЭ-моделирования и изучения формоизменения трубы при раздаче с учетом упруго-пластической деформации во внеочаговых зонах на входе и на выходе очага деформации. Результаты компьютерного моделирования показали, что за счет введения операции калибрования возможно уменьшение диапазона разброса значений внутренних диаметров горячекатаных труб как минимум в 3 раза. Для успешного проведения операции калибрования важно обеспечивать осевую симметрию трубы и оправки, а наибольшая эффективность процесса калибрования внутреннего диаметра труб достигается при малой степени раздачи в диапазоне от 1 до 2 %.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Теория обработки металлов давлением / И.Я. Тарновский, А.А. Поздеев, О.А. Ганаго и др. – М.: Металлургиздат, 1963. – 673 с.
- Исаев А.Н. Механическая схема деформации трубчатой заготовки в процессе дорнования отверстия // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2001. № 4. С. 6 – 11.
- Daxner T., Rammerstorfer F.G., Fischer F.D. Instability phenomena during the conical expansion of circular cylindrical shells. // Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. 2005. Vol. 194. P. 2591 – 2603.
- Yeh F. H. Study of flaring forming limit in the tube flaring process. // Journal of Strain Analysis. 2007. Vol. 42. P. 315 – 342.
- Karrech A., Seibi A. Analytical model for the expansion of tubes under tension // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. P. 356 – 362.

© 2015 г. Богатов А.А., Салихянов Д.Р. Поступила 20 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 35-38.

### INVESTIGATION OF THE PRECISION OF THE INTERNAL CHANNEL OF HOT-ROLLED PIPES DURING EXPANSION

**Bogatov A.A.,** Dr.Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Metal Forming"

*Salikhyanov D.R.*, *Postgraduate, Assistant* (salenhall@gmail.com)

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

Abstract. At present, one of the highly demanded types of metal products is steel pipe for constructional purposes. The most important characterisdimensional accuracy and surface finish, high level tics are its of mechanical properties and operating characteristics. Particular attention is paid to the precision of the internal channel of pipes, because this parameter determines the reliability and cost-effectiveness of their use. One of the most effective ways to increase the precision of the internal channel is pipe expansion by a mandrel. To investigate the accuracy of pipes a program of finite element simulation should be used. This has allowed us to investigate the extrafocal expansion at the inlet and outlet of the deformation zone, the inhomogeneity of deformation and the increasing pipe accuracy. The evaluation of these characteristics is an important factor for developing optimal conditions of deformation and tool design high-precision pipes in order to produce in terms of their inner diameter.

*Keywords*: hot-rolled pipes, the precision of the internal channel in pipes, accuracy criterion, pipe expansion by a mandrel.

#### REFERENCES

- Tarnovskii I.Ya., Pozdeev A.A., Gonago O.A., etc. *Teoriya obrabotki metallov davleniem (variatsionnye metody rascheta usilii i deformatsii)* [Theory of Metal Forming (variational methods for calculating forces and deformations)]. Moscow: Metallurgizdat, 1963. 672 p. (In Russ.).
- 2. Isaev A.N. Mechanical deformation pattern of tubular blank during mandreling of the hole. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*. Obrabotka metallov davleniem. 2001, no. 4, pp. 6–11. (In Russ.).
- Daxner T., Rammerstorfer F.G., Fischer F.D. Instability phenomena during the conical expansion of circular cylindrical shells. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2005, vol. 194, pp. 2591–2603.
- 4. Yeh F.H. Study of flaring forming limit in the tube flaring process. *Journal of Strain Analysis*, 2007, vol. 42, pp. 315–342.
- Karrech A., Seibi A. Analytical model for the expansion of tubes under tension. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, pp. 356–362.

Received October 20, 2014

УДК 621.74.047

# О РАЦИОНАЛЬНОЙ ДЛИНЕ ПОДДЕРЖИВАЮЩЕЙ СИСТЕМЫ УЗКИХ ГРАНЕЙ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ВЫПУКЛОСТИ

Шевченко E.A.<sup>1</sup>, аспирант кафедры металлургии черных металлов (nfmisis-nis@yandex.ru) Столяров A.M.<sup>1</sup>, профессор кафедры металлургии черных металлов Шаповалов A.H.<sup>2</sup>, к.т.н., доцент кафедры металлургических технологий Баранчиков K.B.<sup>3</sup>, начальник лаборатории непрерывной разливки

<sup>1</sup> Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова (455000, Россия, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Новотроицкий филиал

(426359, Россия, Оренбургская обл., г. Новотроицк, ул. Фрунзе, д. 8)

<sup>3</sup>ОАО «Уральская Сталь»

(462356, Россия, Оренбургская обл., г. Новотроицк, ул. Заводская, д. 1)

Аннотация. Актуальной задачей для ОАО «Уральская сталь» является определение рациональной длины поддерживающей системы на раме кристаллизатора для предотвращения образования выпуклости узких граней слябов с размерами поперечного сечения 270×1200 мм. Для решения этой задачи использована методика, основанная на сравнении прочности затвердевшей корочки узкой грани заготовки в различных точках длины отливаемого сляба и расчетного значения распирающего давления жидкого металла на корочку. Прочность затвердевшей корочки сляба в условиях возможности пластической деформации оболочки может характеризоваться условным пределом текучести разливаемой стали. Экспериментальное определение условного предела текучести литой стали 09Г2С, 15ХСНД и Ст3сп проведено на высоко-температурной установке Zwick/Roell Z1600H в интервале температур 900 – 1400 °C. Величина распирающего давления жидкого металла, воздействующего на затвердевшую корочку сляба, рассчитана по разработанной методике, позволяющей учитывать конкретные условия разливки для рассматриваемой МНЛЗ. При сравнении величин экспериментальных и расчетных параметров установлено, что затвердевшая корочка узкой грани сляба толщиной 270 мм начинает выдерживать распирающее давление расплава на удалении от зеркала металла, равном 1610 мм. С учетом высоты металла в кристаллизаторе (около 800 мм) длина поддерживающей системы узких граней заготовки должна составлять 810 мм. Это возможно в том случае, если количество поддерживающих роликов диаметром 130 мм для каждой стороны заготовки будет увеличено с четырех до пяти. В результате исследований определена рациональная протяженность поддерживающих роликов диаметром 130 мм для каждой стороны заготовки будет увеличено с четырех до пяти. В результате исследований определена рациональная протяженность поддерживающей системы, расположенной на раме кристаллизатора, для предотвращения образования выпуклости узких граней слябовой заготовки с размерами поперечного сечения 270×1200 мм в условиях ОАО «Уральская Сталь».

Ключевые слова: непрерывнолитой сляб, узкие грани, выпуклость, рама кристаллизатора, поддерживающая система, рациональная длина.

В ОАО «Уральская Сталь» слябовая непрерывнолитая заготовка шириной 1200 мм и толщиной 190 или 270 мм отливается на одноручьевой машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) фирмы SMS Demag. Машина криволинейного типа с вертикальным участком имеет базовый радиус 10,5 м и металлургическую длину 30,3 м. На выходе из кристаллизатора высотой 900 мм слябовая заготовка со всех сторон поддерживается роликами, закрепленными на раме кристаллизатора и расположенными в один ряд. Значительная часть слябов толщиной 270 мм, вытягиваемых со средней скоростью 0,9 м/мин, имела выпуклость узких граней величиной до 12 мм, в то время как на заготовках толщиной 190 мм при скорости вытягивания 1,25 м/мин этот дефект отсутствовал. В ранее проведенных исследованиях [1-5] установлена тесная взаимосвязь между выпуклостью узких граней сляба и степенью развития внутренних и поверхностных дефектов как отлитой заготовки, так и прокатанного из него толстого горячекатаного листа. В дальнейшем поддерживающая система узких граней слябов была модернизирована путем увеличения количества роликов для каждой стороны с одного до четырех. Это позволило примерно вдвое уменьшить величину выпуклости узких граней слябовой заготовки толщиной 270 мм, но не привело к устранению данного дефекта полностью. Поэтому актуальной задачей стало определение рациональной длины поддерживающей системы на раме кристаллизатора для предотвращения образования выпуклости узких граней слябов с размерами поперечного сечения 270×1200 мм.

Для решения поставленной задачи использована методика, основанная на сравнении прочности затвердевшей корочки узкой грани заготовки в различных точках длины отливаемого сляба и расчетного значения распирающего давления жидкого металла на корочку [6]. В результате такого сравнения можно определить точку на технологическом канале МНЛЗ, в которой вышеназванные параметры будут иметь одинаковые значения. Следовательно для предотвращения образования выпуклости на участке от выхода из кристаллизатора до установленной точки необходимо осуществлять роликовую поддержку узких граней отливаемой заготовки.

Прочность затвердевшей корочки сляба в условиях возможности пластической деформации оболочки (без образования трещин) может характеризоваться условным пределом текучести разливаемой стали. Величина этого параметра зависит как от химического состава металла, так и температуры затвердевшей корочки поверхностного слоя слябовой заготовки, которая должна определяться как средняя величина между температурой поверхности слябовой заготовки и температурой ликвидус разливаемой стали. Поиск значений условного предела текучести металла различного химического состава может осуществляться по справочным данным [7, 8]. Однако эти данные редки и не всегда достоверны из-за трудностей с определением механических свойств металла в высокотемпературной области. Поэтому в ОАО «Уральская Сталь» проведено специальное исследование механических свойств металла поверхностного слоя непрерывнолитой слябовой заготовки [9, 10]. Образцы литой стали наиболее распространенных марок 09Г2С, 15ХСНД и Ст3сп вырезались из узких граней слябовых темплетов. Механические свойства металла 36 образцов определялись на высокотемпературной установке Zwick/Roell Z1600H. Изменение значений условного предела текучести металла разного состава под влиянием температуры показано на рис. 1.

При проведении расчетов для верхней части лунки жидкого металла наибольший интерес представляет прочность металла при температуре 1200 - 1400 °C. Зависимость условного предела текучести металла ( $\sigma_T$ , кПа) от температуры (t, °C) в вышеназванном диапазоне аппроксимируется следующими уравнениями:

Сталь	Уравнение регрессии
-------	---------------------

 $09\Gamma 2C \qquad \sigma_T = 0,011705t^2 - 35,433t + 27737; \tag{1}$ 

15ХСНД 
$$\sigma_T = 0,013685t^2 - 41,10t + 31793;$$
 (2)

CT3cn 
$$\sigma_r = 0.010205t^2 - 31.583t + 25227.$$
 (3)



Рис. 1. Изменение условного предела текучести литого металла разного химического состава от температуры

Fig. 1. Changes in yield strength of cast metal with various chemical composition from the temperature

Высокие значения корреляционного отношения (более 0,95) свидетельствуют о статистической значимости полученных зависимостей.

Из рис. 1 видно, что при самой высокой температуре испытаний 1400 °С предел текучести стали всех трех марок примерно одинаков. С понижением температуры до 900 °С различия в значениях условного предела текучести металла все более возрастают. Более высокая прочность стали 15ХСНД и 09Г2С обусловлена наличием в металле легирующих элементов. Меньшую прочность имеет сталь Ст3сп, поэтому определение рациональной протяженности поддерживающей системы узких граней сляба необходимо производить для условий отливки данной марки углеродистой стали.

Для оценки динамики условного предела текучести металла затвердевшей корочки по длине отливаемого сляба можно использовать полученное ранее уравнение регрессии (3). Как уже отмечалось ранее, в этом уравнении температура металла должна находиться как среднее значение между температурой поверхности узкой грани слябовой заготовки и температурой ликвидус разливаемой стали. Расчетные значения температуры ликвидус стали Ст3сп изменяются в интервале 1515 - 1518 °C. При повышении температуры ликвидус увеличивается температура затвердевшей корочки, что вызывает снижение ее прочности (см. рис. 1). Поэтому для расчета было выбрано наибольшее значение температуры ликвидус, равное 1518 °C. Температура поверхности центра узкой грани слябовой заготовки определялась согласно зависимости, полученной эмпирическим путем. Для этого в шести точках технологического канала МНЛЗ при разливке стали Ст3сп, 09Г2С и 15ХСНД десяти плавок было произведено около 180 измерений температуры поверхности узкой грани слябовой заготовки при помощи тепловизора FLIR T640. Усредненные по плавкам результаты измерений температуры металла представлены на рис. 2.

Уравнение регрессии (см. рис. 2), описывающее изменение температуры поверхности в центре узкой грани сляба ( $t_{\text{пов} i}$ , °С) по длине отлитой заготовки ( $l_i$ , мм) имеет следующий вид:

$$t_{\text{пов}\,i} = 1968 \, l_i^{-0.0761}, \ \eta = 0.964.$$
 (4)

По уравнениям (3) и (4) возможно построение графика изменения условного предела текучести затвердевшей корочки из стали Ст3сп по длине отливаемого сляба.

Как уже отмечалось ранее, согласно разработанной методике прочность корочки затвердевшего металла должна сравниваться с внутренним давлением расплава на корочку. Величину распирающего давления жидкого металла, воздействующего на затвердевшую корочку сляба, можно определить по формуле



Рис. 2. Изменение усредненной температуры поверхности узкой грани слябов по длине отливаемой заготовки



$$P_{\text{pacr}_{i}} = \frac{\rho_{\star} V_{\star_{i}} g a_{i}}{4 b_{i} \xi_{i}^{2}}, \qquad (5)$$

где  $P_{\text{расп}_i}$  – распирающее давление жидкого металла на затвердевшую корочку в центре узкой грани сляба в *i*-й момент времени, кПа;  $\rho_{\pi}$  – плотность жидкого металла, т/м<sup>3</sup>;  $V_{\pi_i}$  – объем лунки жидкого металла в *i*-й момент времени, м<sup>3</sup>; g – ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>;  $a_i$ ,  $b_i$  – размеры лунки жидкого металла в поперечном сечении сляба по толщине и ширине заготовки в *i*-й момент времени, м;  $\xi_i$  – толщина затвердевшей корочки сляба в *i*-й момент времени, м.

В уравнении (5) присутствует параметр, характеризующий объем лунки жидкого металла в требуемый момент времени. С некоторым упрощением верхняя часть лунки жидкого металла в слябе на вертикальном участке рассматриваемой МНЛЗ может быть представлена в виде перевернутой усеченной четырехгранной пирамиды. Объем такой геометрической фигуры находится из уравнения [11]

$$V_{\mathbf{x}_{i}} = \frac{h_{i}}{6} \Big[ a_{o}b_{o} + (a_{o} + a_{i})(b_{o} + b_{i}) + a_{i}b_{i} \Big], \tag{6}$$

где  $h_i$  – высота столба жидкого металла в *i*-й момент времени, м;  $a_o$ ,  $b_o$  – размеры зеркала металла по узкой и широкой граням кристаллизатора соответственно, м.

Размеры зеркала металла в верхней части лунки жидкого металла необходимо определять с учетом величины недолива расплава и конусности стенок сборного кристаллизатора слябовой МНЛЗ.

Используемые в уравнениях (5) и (6) размеры лунки жидкого металла в ее поперечном сечении в требуемый момент времени следует рассчитывать по формулам

$$a_i = A_i - 2\xi_i; \tag{7}$$

$$b_i = B_i - 2\xi_i, \tag{8}$$

где  $A_i$ ,  $B_i$  – толщина и ширина отливаемого сляба в *i*-й момент времени с учетом термического конуса заготовки, м.

Толщина корочки затвердевшего металла в необходимый момент времени определяется из уравнения [12]

$$\xi_{i} = k_{3} \cdot 10^{-3} \sqrt{\frac{h_{i}}{w}}, \qquad (9)$$

где  $k_3$  – коэффициент затвердевания разливаемой стали, мм/мин<sup>0,5</sup>; w – скорость вытягивания сляба из кристаллизатора, м/мин.

Величина коэффициента затвердевания стали зависит от химического состава и величины перегрева металла в промежуточном ковше МНЛЗ над температурой ликвидус.

С использованием уравнений (5) – (9) были рассчитаны значения распирающего давления жидкого металла при отливке сляба сечением 190×1200 мм со скоростью вытягивания 1,25 м/мин и заготовки 270×1200 мм со скоростью 0,9 м/мин из стали Ст3сп. Величина перегрева металла в промежуточном ковше над температурой ликвидус (1518 °C) была принята равной 20 °C. В слоях жидкого металла от зеркала в кристаллизаторе до выхода из него величина перегрева снижается линейно от принятой величины до нуля. В лунке жидкого металла с плотностью 7,2 т/м<sup>3</sup> ниже кристаллизатора перегрев металла отсутствует. Коэффициент затвердевания металла ( $k_3$ , мм/мин<sup>0,5</sup>) зависит от величины перегрева металла ( $\Delta t_{nep}$ , °C) по следующей зависимости [13]:

$$k_3 = 25,45 - 0,0475\Delta t_{\text{nep}}$$

В расчетах использованы данные о настройке кристаллизатора и роликовых секций при отливке слябовых заготовок сечением 190×1200 мм и 270×1200 мм.

Результаты расчетов представлены на рис. 3. Анализ данного рисунка показывает, что в слябе сечением 190×1200 мм затвердевшая оболочка узкой грани уже на расстоянии 500 мм от зеркала металла в кристаллизаторе способна выдерживать внутреннее давление расплава, т. е. тогда, когда заготовка находится еще внутри кристаллизатора. Поэтому образования выпуклости узких граней отливаемой заготовки толщиной 190 мм не происходит. Совсем иная картина наблюдается при отливке сляба с размерами поперечного сечения 270×1200 мм. В этом случае затвердевшая оболочка узкой грани заготовки начинает выдерживать распирающее давление расплава на значительно большем удалении от зеркала металла – 1610 мм. С учетом того, что высота металла в кристаллизаторе составляет 800 мм (при величине недолива расплава, равной



Рис. 3. Изменение прочности корочки и внутреннего давления расплава на корочку узкой грани по длине слябов разного сечения из стали Cr3сn:

- 1 давление расплава на корочку в слябе сечением 270×1200 мм;
- 2 давление расплава на корочку в слябе сечением 190×1200 мм;
- 3 условный предел текучести корочки из стали Ст3сп

Fig. 3. Changes in the strength of the crust and the internal pressure of the melt on the crust along the length of the narrow side of slabs with various cross sections of steel 3sp (Russian grade): *I* – pressure of the melt on the crust in the slab with cross-section of 270×1200 mm; 2 – pressure of the melt on the crust in the slab with

cross-section of 190×1200 mm; 3 - yield strength of steel crust

100 мм, в кристаллизатор высотой 900 мм), длина поддерживающей системы узких граней заготовки должна быть равна 810 мм. Существующая на раме кристаллизатора система из четырех роликов обеспечивает поддержку каждой узкой грани отливаемого сляба на расстоянии 640 мм от низа кристаллизатора, однако этого явно недостаточно. Для эффективной поддержки узких граней на раму под кристаллизатором рекомендуется установить с каждой стороны по дополнительному ролику диаметром 130 мм.

Таким образом, в результате проведенных расчетов и экспериментальных исследований определена рациональная протяженность поддерживающей системы, расположенной на раме кристаллизатора, для предотвращения образования выпуклости узких граней слябовой заготовки с размерами поперечного сечения 270×1200 мм в условиях ОАО «Уральская Сталь».

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Изучение качества слябовой заготовки, отлитой на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2013. № 1 (41). С. 27 – 30.
- Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Искажение профиля непрерывнолитого сляба в условиях ОАО «Уральская Сталь» // Металлургические процессы и оборудование. 2014. № 1(35). С. 13 – 18.
- Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Анализ влияния технологических параметров разливки стали на качество непрерывнолитого сляба и листового проката // Теория и технология металлургического производства. 2013. № 1(13). С. 21 – 23.
- Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Изучение влияния выпуклости узких граней непрерывнолитых слябов на качество листового проката // Литейные процессы: Межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск: МГТУ, 2013. Вып. 12. С. 129 134.
- Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н., Баранчиков К.В. Изучение искажения поперечного сечения непрерывнолитого сляба // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 1. С. 34 – 37.
- Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Методика определения рациональной длины поддерживающей системы узких граней непрерывнолитого сляба для предотвращения выпучивания // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2014. № 3(47). С. 32 – 36.
- Буланов Л.В., Константинов Г.В. Расчет напряженного состояния роликов МНЛЗ при пластических деформациях // Динамика и прочность металлургических машин: Сб. науч. тр. – М.: ВНИИМЕТМАШ, 1984. С. 38 – 46.
- 8. Писаренко Г.С., Яковлев А.П. Справочник по сопротивлению материалов. Киев: Наукова думка, 1988. 736 с.
- Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Анализ условий получения узких граней слябовой непрерывнолитой заготовки без дефекта «выпуклость» // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: Материалы 71-й Межрегион. науч-технич. конф. / под ред. В.М. Колокольцева. Магнитогорск: МГТУ, 2013. Т. 1. С. 158 161.
- 10. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Изучение механических свойств поверхностного слоя непрерывнолитой слябовой заготовки // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2014. № 2. С. 38 – 41.
- Бронштейн И.Н., Семендяев К.А. Справочник по математике для инженеров и учащихся вузов. – М.: Наука, 1981. – 718 с.
- Столяров А.М., Селиванов В.Н. Технологические расчеты по непрерывной разливке стали: Учеб. пособие. – Магнитогорск: МГТУ, 2011. – 67 с.
- Мошкунов В.В., Столяров А.М. Корректировка скорости вытягивания слябов из трубной стали, отливаемых на МНЛЗ с мягким обжатием // Литейные процессы: Межрегион. сб. науч. тр. – Магнитогорск: МГТУ, 2012. Вып.11. С. 146 – 151.

© 2015 г. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н., Баранчиков К.В. Поступила 12 сентября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 39-43.

#### RATIONAL LENGTH OF SUPPORTED SYSTEM OF NARROW FACES OF CONCAST BILLET FOR PREVENTING ITS CONVEXITY

Shevchenko E.A.<sup>1</sup>, Postgraduate of the Chair "Ferrous Metals" (nfmisis-nis@yandex.ru) Stolyarov A.M.<sup>1</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Ferrous Metals" Shapovalov A.N.<sup>2</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of Chair "Metallurgical Technologies" Baranchikov K.V.<sup>3</sup>, Head of Laboratory of Continuous Casting <sup>1</sup>Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov (38, Lenina ave., Magnitogorsk, 455000, Russia)

<sup>2</sup> Novotroitsk branch of the National University of Science and Technology "MISIS" (8, Frunze str., Novotroitsk, Orenburg Region, 426359, Russia)

<sup>3</sup> **JSC "Ural Steel"** (1, Zavodskaya str., Novotroitsk, Orenburg Region, 462356, Russia)

- Abstract. Urgent task for JSC "Ural Steel" is to determine the length of a rational supporting system on the frame of the mold to prevent the formation of bulges narrow edges of slabs with cross-sectional dimensions of 270×1200 mm. The technique is based on a comparison of the strength of the hardened crust narrow workpiece edge at different points in the length of the cast slab and the calculated value Expander pressure of liquid metal on the crust is used to solve this problem. Peel strength of the hardened slab in the possibility of plastic deformation of the shell may have yield strength of conventional cast steel. Experimental determination of the yield strength of cast steel grades 09G2S and 15HSND was conducted on high-temperature setting «Zwick / Roell Z1600H» in the temperature range 900–1400 °C. The value Expander pressure of liquid metal acting on the hardened crust slab was designed by the developed technique, which allows to take into account the specific conditions for the considered caster. Comparing the experimental and calculated values of the parameters established that the hardened crust of the narrow side of the slab thickness of 270 mm starts to withstand bursting pressure melt away from the metal mirror is equal to 1610 mm. With regard to the height of the metal mold (800 mm) length of the narrow sides of the support preform should be 810 mm. This can be possible if the number of support rollers with a diameter of 130 mm for each side of the workpiece is increased from four to five. The studies identified a rational extension of the supporting system located on the frame of the mold to prevent the formation of bulges narrow faces of slab blanks with cross-sectional dimensions of 270×1200 mm in terms of "Ural Steel".
- Keywords: continuous cast slab, narrow face, bulge, support system, rational length.

#### REFERENCES

- 1. Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N. The study of the quality of slab blanks casted on curve type continuous caster with a curved vertical portion. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova.* 2013, no. 1 (41), pp. 27–30. (In Russ.).
- Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N. Distortion of the profile of continuously cast slab at JSC "Ural Steel". *Metallurgicheskie protsessy i oborudovanie*, 2014, no. 1(35), pp. 13–18. (In Russ.).
- Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N. Analysis of the influence of process parameters on the quality of the casting of continuously cast slabs and sheet. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*, 2013, no. 1(13), pp. 21–23. (In Russ.).
- 4. Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N. Izuchenie vliyaniya vypuklosti uzkikh granei nepreryvnolitykh slyabov na

*kachestvo listovogo prokata* [The study of the effect of convexity narrow faces of continuously cast slabs on the quality of sheet metal]. In: *Liteinye protsessy: mezhregion. sb. nauch. tr.* [Casting processes: Collection of interregional articles] Magnitogorsk: Izdvo Magnitogorsk. gos. tekhn. un-ta im. G.I. Nosova, 2013. Issue 12, pp. 129–134. (In Russ.).

- Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N., Baranchikov K.V. Study of distortion of cross-section continuously cast slabs. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 1, pp. 34–37. (In Russ.).
- Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N. Rational method of determining the length of the supporting system of narrow faces of continuously cast slabs to prevent buckling. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova.* 2014, no. 2 (47), pp. 31–35. (In Russ.).
- Bulanov L.V., Konstantinov G.V. Raschet napryazhennogo sostoyaniya rolikov MNLZ pri plasticheskikh deformatsiyakh [Calculation of stress state of caster rollers with plastic deformation]. In: Dinamika i prochnost' metallurgicheskikh mashin: Sb. nauchnykh trudov [Dynamics and strength of metallurgical machines: Collection of scientific papers]. Moscow: VNIIMETMASh, 1984, pp. 38–46.
- Pisarenko G.S., Yakovlev A.P. Spravochnik po soprotivleniyu materialov [Handbook of strength of materials]. Kiev: Nauk. dumka, 1988. 736 p. (In Russ.)
- 9. Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N. Analiz uslovii polucheniya uzkikh granei slyabovoi nepreryvnolitoi zagotovki bez defekta "vypuklost" [Analysis of the conditions for obtaining narrow faces of continuous cast slab without "bulge" defect]. In: Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya: materialy 71-i mezhregional'noi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii [Actual problems of modern science, technology and education: Proceedings 71<sup>th</sup> interregional scientific and technical conference]. Kolokol'tsev V.M. ed. Magnitogorsk: Izd-vo Magnitogorsk. gos. tekhn. un-ta im. G.I. Nosova, 2013. Vol. 1, pp. 158–161. (In Russ.).
- Shevchenko E.A., Stolyarov A.M., Shapovalov A.N. *Mashinostroe-nie: setevoi elektronnyi nauchnyi zhurnal* [Engineering: Network electronic scientific journal]. 2013, no. 1, pp. 38–41. (In Russ.).
- Bronshtein I. N., Semendyaev K. A. Spravochnik po matematike dlya inzhenerov i uchashchikhsya vuzov [Mathematics for engineers and students of universities: Handbook]. Moscow: Nauka. Glavnaya redaktsiya fiziko-matematicheskoi literatury, 1981. 718 p. (In Russ.).
- Stolyarov A.M., Selivanov V.N. *Tekhnologicheskie raschety po* nepreryvnoi razlivke stali: Uchebnoe posobie [Process calculations for continuous casting of steel: Textbook]. Magnitogorsk: GOU VPO «MGTU», 2011. 67p. (In Russ.).
- 13. Moshkunov V.V., Stolyarov A.M. Korrektirovka skorosti vytyagivaniya slyabov iz trubnoi stali, otlivaemykh na MNLZ s myagkim obzhatiem [Adjustment of the withdrawal speed of slabs of steel pipe, cast on casters with soft compression]. In: Liteinye protsessy: Mezhregion. sb. nauch. tr. [Casting process: Interregional collection of scientific works]. Magnitogorsk: MGTU, 2012. Issue 11, pp. 146–151. (In Russ.).

Received September 4, 2014

# ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.791.13: 62-419.4: 62-419.5

# РАЗРАБОТКА ЭЛЕМЕНТОВ СРЕДСТВ ИНДИВИДУАЛЬНОЙ ЗАЩИТЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ НА ОСНОВЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ

Драгобецкий В.В., д.т.н., профессор Шаповал А.А., к.т.н (tungsten@yandex.ru) Загорянский В.Г., к.т.н, доцент

Кременчугский национальный университет имени Михаила Остроградского

(39600, Украина, Кременчуг, ул. Первомайская, 20)

Аннотация. Представлены результаты исследования сварки взрывом пластин из рессорно-пружинной стали с некоторыми листовыми металлами. Приведено обоснование выбранных металлов и их свойств. Показаны результаты прострела полученных композиций. Даны рекомендации для использования полученных композиций в качестве бронеэлементов и выбора параметров процесса их получения.

Ключевые слова: сварка взрывом, рессорно-пружинная сталь, алюминий, медь, титан, пластина, лист, бронежилет.

Бронежилеты, изготовленные по классу защитной структуры бронеодежды 3 и выше (по классификации государственного стандарта ГОСТ Р 50744-95. Бронеодежда. Классификация и общие технические требования), должны иметь защитные структуры чисто металлические или комбинированные (из металлических, керамических или композиционных элементов).

К металлической броне относятся высокопрочные титановые и алюминиевые сплавы и собственно броневая сталь [1]. Последняя используется наиболее широко, что обусловлено не в последнюю очередь фактором стоимости (листовой прокат из броневой стали дешевле аналогичного проката из титановых сплавов в 25 раз, а проката из высокопрочных алюминиевых сплавов в 5 раз [2]).

Рассмотрим особенности противопульной броневой стали (по классификации [3], не касаясь противоснарядной стальной брони), причем в аспекте класса защитной структуры начиная с третьего.

Броневая сталь обеспечивает защиту до пятого класса включительно по классификации ГОСТ Р50744-95 при толщине пластины до 6,5 мм (толщины больше 6,5 мм неприменимы из-за ограничения по массе).

Броневая сталь относится к среднелегированной среднеуглеродистой стали мартенситного класса [1]. Важным моментом является то, что высокая прочность этих сталей достигается закалкой на мартенсит и последующим низким отпуском.

Из основных серийных противопульных броневых сталей назовем сталь 44 (45ХНМФА, выплавка электродуговым или электрошлаковым переплавом), 44С, 96, СПС-43 (45СХНМА, выплавка электродуговым переплавом), Ц-85, Ф-110. В работе [1] наиболее полно приведены номинальные системы легирования, способы получения и механические свойства некоторых броневых сталей российского и западного (США, Германия, Франция) производства.

Как указывается в работе [1], прочность этих броневых сталей составляет 1750 – 2300 МПа, твердость 50 – 58 HRC, относительное удлинение 8 – 12 %.

Механические свойства одной из наиболее эффективных противопульных сталей СПС-43 (45СХНМА) в деталях толщиной 4,5 мм:  $\sigma_{\rm B} = 1700 - 1950$  МПа,  $\delta_{\rm c} = 10 - 13$  %, твердость 48 – 52 HRC [4].

Отметим также, что сталь 44, применявшаяся в основном для средств индивидуального бронирования и закладных деталей бронетехники, в результате ее усовершенствования, обеспечившего возможность ее сваривания, применяется также для изготовления противоснарядной листовой брони [3].

Прочность броневых сталей, в сравнении со среднелегированными конструкционными сталями, определяется, главным образом, содержанием в них углерода.

В работе [4] указывается, что применяемая твердость противопульной броневой стали лежит в диапазоне 430 – 550 НВ или 44 – 52 НКС. Превышение верхней границы диапазона твердости в броневых сталях приведет к хрупкому разрушению при обстреле: расколу (сквозным протяженным трещинам) или отколу (отделению осколков брони с тыльной стороны).

Противопульная стальная броня выпускается по специальным техническим условиям в толщинах от 2,2 мм горячей прокаткой [4]. Требуемые свойства достигаются за счет термической обработки, включающей закалку и низкий отпуск.

Следует отметить, что обзор литературных источников по теме и ресурсов сети Интернет не принес информации о конкретном материале – стали для изготовления стальных бронепанелей АДУ 14.05 толщиной 3,8 (4,3) мм, применявшихся в советских бронежилетах серии 6Б5.

Одним из возможных путей повышения пулестойкости является создание биметаллической брони с внешним слоем высокой твердости (55 – 60 HRC) и вязким тыльным слоем [1]. Получить такую биметаллическую броню можно сваркой взрывом, пакетной прокаткой и другими способами.

Исходя из вышеизложенного, представляется рациональным провести исследования получения биметаллической брони из конструкционной высокоуглеродистой стали после термообработки, плакированной взрывом вязким материалом, таким, например, как медь или алюминий.

Цель работы – экспериментальное обоснование возможности качественного плакирования взрывом высокоуглеродистой конструкционной стали (на примере стали 65Г) некоторыми металлами и сплавами с целью расширения номенклатуры композиций биметаллической брони (на основе обычных, не специальных сталей в качестве слоя высокой твердости и некоторых цветных металлов и сплавов в качестве вязкого слоя).

Было предложено использовать в качестве материала слоя высокой твердости сталь 65Г. На предприятиях г. Кременчуга для производства упругих элементов используются горячекатаные полосы из стали 65Г по ГОСТ 14959-79. Прокат из рессорно-пружинной углеродистой и легированной стали. Технические условия.

Сортамент горячекатаного полосового проката из этой стали и предельные отклонения по размерам соответствует требованиям ГОСТ 103-76 (СТ СЭВ 3900-82). Полоса стальная горячекатаная. Сортамент.

Сталь 65Г, недорогая и достаточно технологичная, применяется для производства пружин, рессор и других деталей, к которым предъявляются требования повышенной износостойкости, и работающих без ударных нагрузок. Благодаря высокому модулю упругости эта сталь применяется для изготовления жестких (силовых) упругих элементов, в том числе и силовых упругих элементов приборов [5].

Следует отметить, что для изготовления сердечников пуль с повышенной проникающей способностью (пули с термически упрочненным сердечником) применяется близкая по составу и свойствам сталь 70Г [4].

Рессорно-пружинные стали с повышенным содержанием углерода (0,5 – 0,7 %) для получения высоких пределов упругости, выносливости и релаксационной стойкости подвергаются закалке и отпуску при 420 – 520 °C. При этом образуется троостит, отличающийся стабильной дислокационной структурой.

Твердость стальных пластин из стали 65Г размерами  $350 \times 45 \times 6$  мм в отожженном состоянии составляла 28 - 30 HRC, в закаленном состоянии – 50 - 55 HRC.

В качестве плакировки использовались следующие металлы:

 – алюминий АДО, пластины размером 350×135×6 мм, отожженные (твердость 28 – 30 HRC);

- сталь 3, пластины размером 350×45×2 мм;
- сталь 3, пластины размером 350×45×1 мм;
- медь М1, пластины размером 350×135×1,5 мм;
- титан ВТ22, пластины размером 234×135×3 мм.

Отмечается [2], что для бронепластин нашли применение титановые двухфазные  $\alpha + \beta$ -сплавы, такие как ВТ14 (противоосколочная броня), ВТ23 (противопульная броня) и другие, имеющие хорошее сочетание механических и технологических свойств [6].

Для плакирования взрывом необходимы листы из титановых сплавов.

В данном случае был применен деформируемый титановый сплав ВТ20 – псевдо-α-сплав (по классификации [7], химический состав – по ГОСТ 19807-91. Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки, механические свойства – по ГОСТ 22178-76. Листы из титана и титановых сплавов. Технические условия). Применялись листы в отожженном и правленом состоянии, с обычной отделкой поверхности.

Выбор данной марки титанового сплава основывается на том, что близкие по составу и по свойствам сплавы имеют следующие ограничения: сплав ВТ14, выпускаемый в виде листов, применялся для противоосколочной брони, что сужает диапазон его использования; сплав ВТ23 – для противопульной брони в основном в виде поковок и штамповок; то же применение и для сплава ВТ22, о котором нет сведений, применялся ли он для бронеэлементов.

В сравнении со сплавом ВТ23, предел прочности сплава ВТ20 отличается незначительно, а относительное удлинение не отличается [6].

Отметим также, что при соединении титана со сталью предполагается наличие тонкого листа ванадия между ними [8].

Использовались горячекатаные листы из стали ВСт3сп по межгосударственному стандарту ГОСТ 19903-74. Прокат листовой горячекатаный. Сортамент.

Химический состав стали соответствует требованиям межгосударственного стандарта ГОСТ 380-2005. Сталь углеродистая обыкновенного качества. Марки.

Применялись листы алюминия (межгосударственный стандарт ГОСТ 21631-76. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия) марки АД0 (химический состав – по межгосударственному стандарту ГОСТ 4784-97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки) толщиной 6 мм.

Использовались листы меди (межгосударственный стандарт ГОСТ 495-92. Листы и полосы медные. Технические условия) марки М1 (химический состав – по межгосударственному стандарту ГОСТ 859-2001. Медь. Марки) толщиной 1,5 мм.

Для получения требуемых скоростей детонации взрывчатого вещества при сварке взрывом широко используемый аммонит № 6ЖВ (или его аналог) необходимо смешивать с инертными наполнителями, такими как аммиачная селитра, кварцевый песок, поваренная соль, тальк.

В качестве взрывчатого вещества для плакирования взрывом применялась многократно показавшая свою эффективность свежеприготовленная смесь аммонита № 6ЖВ (ГОСТ 21984-76. Вещества взрывчатые промышленные. Аммонит № 6ЖВ и аммонал водоустойчивые. Технические условия) с аммиачной селитрой (ГОСТ 2-85. Селитра аммиачная. Технические условия) в соотношении 1:1.

После установки на металлическое основания (плиту) собранной композиции с обеспечением требуемых зазоров между слоями, на верхнем листе композиции устанавливали контейнер под заряд взрывчатого вещества, высота бортов которого была равна требуемой толщине слоя заряда.

Технология подготовки и расчет режимов сварки взрывом принимались в соответствии с рекомендациями работы [9].

Сваркой взрывом получены следующие композиции (рис. 1):

 сталь 65Г отожженная, 2 пластины + пластина медь М1 толщиной 1,5 мм. Пластины стали 65Г сварились с медью;

 сталь 65Г отожженная, 3 пластины + пластина алюминий АД0 толщиной 6 мм. Все три пластины стали 65Г сварились с алюминием;  полученная в предыдущем пункте композиция сваривалась со стороны алюминия с пластиной стали 3.
 Все три пластины сварились по толщине, причем оторвало одну трехслойную пластину;

 – сталь 65Г закаленная, 3 пластины + пластина алюминий АД0 толщиной 6 мм + пластина стали 3 (со стороны алюминия). Все пластины сварились по толщине;

четырехслойный «сэндвич» титан + алюминий +
 + титан + титан. Все пластины надежно сварились по толщине.

Технологический передел полученных сваркой взрывом заготовок бронепластин для получения окончательной формы и толщины предполагает их горячую прокатку. Данная технология показала свою эффективность [10] и вполне приемлема для обработки заготовок бронепластин.

Технология горячей прокатки биметаллов имеет свои особенности, отличающие ее от прокатки монометаллов. В частности, расчет обжатий по проходам требует учета отличия свойств составляющих композицию слоев. Отметим, что авторами разработана и проходит апробацию методика расчета режима обжатий при горячей пакетной прокатке биметалла «углеродистая сталь + нержавеющая сталь», позволяющая по исходным данным (исходные толщина пакета и толщина плакирующего слоя в нем, толщина готового листа и плакирующего слоя в нем) назначать необходимое ко-



Рис. 1. Композиции, полученные сваркой взрывом:

*а* – пластины стали 65Г, плакированные листовой медью; *б* – пластины стали 65Г, плакированные листовым алюминием; *в* – лист алюминия, плакированного титаном (вид с одной стороны); *г* – лист алюминия, плакированного титаном (вид с другой стороны)

#### Fig. 1. The compositions obtained by explosion welding:

a – plate of 65G steel clad with sheet copper;  $\delta$  – plate of 65G steel clad with sheet aluminum; e – aluminum sheet, clad with titanium (view from one side); e – aluminum sheet clad with titanium (view from the other side)

личество проходов и обжатия по проходам. Анализ геометрических параметров горячей прокатки, как показано в работе [11], эффективно проводить (при введении дополнительных условий и для случая прокатки биметаллических композиций) с помощью системы трехмерного твердотельного и поверхностного параметрического проектирования Autodesk Inventor.

Результаты прострела полученных сваркой взрывом композиций следующие (рис. 2):

- композиция сталь 65Г (закалка + отпуск, твердость 50 HRC) + алюминий АД0 + сталь 3. Произведено два выстрела: с расстояния 50 м выстрел пулей калибра 5,45 мм и с расстояния 25 м выстрел пулей калибра 7,62 мм со стальным термоупрочненным сердечником. Обе пули увязли в теле пластины;

– композиция титан ВТ20 + алюминий АД0 + титан ВТ20 + титан ВТ20. Произведено три выстрела: с расстояния 50 м выстрел пулей калибра 5,45 мм, с расстояния 25 м выстрел пулей калибра 5,45 мм и с расстояния 25 м выстрел пулей калибра 7,62 мм со стальным термоупрочненным сердечником. Все три пули увязли в теле пластины.

Таким образом, композиция со сталью 65Г, плакированной медью, заведомо неэффективна в качестве бронеэлемента высоких классов защиты (выше второго), а композиции из закаленной и отпущенной стали 65Г, плакированной алюминием и сталью 3, вполне приемлемы для этих целей. Также приемлемы композиции из алюминия, плакированного титаном, но сдерживающим фактором является высокая (в сравнении с другими применяемыми металлами) стоимость листового титана.

**Выводы.** Пластины из стали 65Г как в отожженном, так и в закаленном состоянии качественно плакируются взрывом как медью, так и алюминием, причем размеры полученных композиций позволяют использовать их в качестве бронеэлементов.

В качестве взрывчатого вещества для плакирования взрывом эффективно применение смеси аммонита № 6ЖВ с аммиачной селитрой в соотношении 1:1.

Твердость по Роквеллу поверхностного слоя металлов после плакирования взрывом увеличилась значительно: так, медь стала тверже в 10 – 30 раз, сталь 65Г без закалки и отпуска – в 2,0 – 2,5 раза, сталь 65Г после закалки и отпуска – в 1,5 – 1,6 раза, сталь 3 – в 2,0 – 2,7 раза.

Для создания противопульных защитных элементов бронеодежды (класс защитной структуры бронеодежды до шестого включительно) эффективно использование полученных сваркой взрывом четырехслойной композиции из пластин титана и алюминия (ограничение по стоимости титана), трехслойной ком-



Рис. 2. Композиции, полученные сваркой взрывом, после прострела: *a* – пластины стали 65Г, плакированные листовым алюминием и сталью 3; *б* – лист алюминия, плакированного титаном

Fig. 2. The compositions obtained by explosion welding, after perforating: a - plate of 65G steel clad with sheet aluminum and steel 3;  $\delta$  – aluminum sheet clad with titanium позиции из твердого стального слоя (сталь 65Г после закалка и отпуска) и вязкого слоя алюминия, усиленного слоем стали 3.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В.А. Григорян, И.Ф. Кобылкин, В.М. Маринин, Е.Н. Чистяков; под ред. В.А. Григоряна. – М.: Изд. РадиоСофт, 2008. – 406 с.
- 2. Сильников М.В., Химичев В.А. Средства индивидуальной бронезащиты – СПб: Фонд «Университет», 2000. – 480 с.
- Частные вопросы конечной баллистики / В.А. Григорян, А.Н. Белобородько, Н.С. Дорохов и др.; под ред. В.А. Григоряна. – М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 592 с.
- Технические средства обеспечения защиты и безопасности. (Экипировка, средства индивидуальной бронезащиты тела): Учеб. пособие. – Тольятти: Электронный документ, 2010. – 93 с.
- Материаловедение / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машностроение, 1986. – 384 с.
- **6.** Меркулова Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов. Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2008. 312 с.

- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
- McGraw-Hill Encyclopedia of Science and Technology. Vol. 04 (CHE-COS) / Licker M.D. ed. – New York: McGraw-Hill. 2007. – 822 p.
- Драгобецкий В.В., Загорянский В.Г., Загирняк В.Е. Расчет режимов сварки взрывом слоистой медно-алюминиевой композиции // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. № 13 (184). Ч. 1. – Луганськ: СНУ імені Володимира Даля, 2012. С. 60 – 69.
- 10. Конон Ю.А., Первухин Е.Б., Пинаев В.Г. Износостойкий биметалл сталь 45+Х6Ф1, полученный сваркой взрывом с последующей горячей прокаткой (структура и свойства) – В кн.: Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка в машиностроении и ремонте. – К.: ИЭС им. Е.О. Патона, 1981. С. 59 – 63.
- Горбатюк С.М., Осадчий В.А., Туктаров Е.З. Расчет геометрических параметров винтовой прокатки с помощью системы автоматизированного проектирования Autodesk Inventor // Металлург. 2011. № 8. С. 32 – 34.

© 2014 г. Драгобецкий В.В., Шаповал А.А., Загорянский В.Г. Поступила 20 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 44-48.

## DEVELOPMENT OF ELEMENTS OF PERSONAL PROTECTION EQUIPMENT OF NEW GENERATION ON THE BASIS OF LAYERED METAL COMPOSITION

Dragobetskii V.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor Shapoval A.A., Cand. Sci. (Eng.) (tungsten@yandex.ru) Zagoryanskii V.G., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor

Kremenchuk Mykhailo Ostohradskyi National University

(20, Pershotravneva Street, Kremenchuk, 39600, Ukraine)

- *Abstract.* The article presents the results of investigation of the explosion welding of strips of spring steel with some sheet metals. The selection of metals and their properties are grounded. The results of the shooting of the compositions are presented. Recommendations for use of the compositions as armor elements and of selection of parameters of process for their production are given.
- *Keywords*: welding explosion, spring carbon steel, aluminum, copper, titanium, strip, sheet, armour body.

#### REFERENCES

- Grigoryan V.A., Kobylkin I.F., Marinin V.M., Chistyakov E.N. *Materialy i zashchitnye struktury dlya lokal'nogo i individual'nogo bronirovaniya* [Materials and protective structures for local and individual reservations]. Grigoryan V.A. ed. Moscow: Izd. RadioSoft, 2008. 406 p. (In Russ.).
- Sil'nikov M.V., Khimichev V.A. Sredstva individual'noi bronezashchity [Body armor]. St. Petersburg: Fond «Universitet», 2000. 480 p. (In Russ.).
- Grigoryan V.A., Beloborod'ko A.N., Dorokhov N.S. etc. *Chastnye* voprosy konechnoi ballistiki [Private questions of ultimate ballistics]. Grigoryan V.A. ed. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana, 2006. 592 p. (In Russ.).
- 4. *Tekhnicheskie sredstva obespecheniya zashchity i bezopasnosti.* (Ekipirovka, sredstva individual'noi bronezashchity tela): *Uchebnoe posobie* [Means of protection and safety. (Equipment, personal

body armor body): Textbook]. Tolyatti: Elektronnyi dokument, 2010. 93 p. (In Russ.).

- Arzamasov B.N., Sidorin I.I., Kosolapov G.F. etc. *Materialovedenie* [Materials Science]. Arzamasov B.N. ed. Moscow: Mashnostroenie, 1986. 384 p. (In Russ.).
- **6.** Merkulova G.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous alloys]. Krasnoyarsk: Sib. feder. un-t, 2008. 312 p. (In Russ.).
- Il'in A.A., Kolachev B.A., Pol'kin I.S. *Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoistva. Spravochnik* [Titanium alloys. The composition, structure and properties. Directory]. Moscow: VILS MATI, 2009. 520 p. (In Russ.).
- McGraw-Hill Encyclopedia of Science and Technology, 10th Edition, Vol. 04 (CHE-COS). Licker M.D. (Publisher). McGraw-Hill, New York, 2007. 822 p.
- Dragobetskii V.V., Zagoryanskii V.G., Zagirnyak V.E. Calculation of welding explosion layered copper-aluminum composition. *Visnik Skhidnoukrains'kogo natsional'nogo universitetu imeni Volodimira Dalya*. no. 13 (184). Part. 1. Lugans'k: SNU imeni Volodimira Dalya, 2012, pp. 60–69. (In Russ.).
- Konon Yu.A. Iznosostoikii bimetall stal' 45 + Kh6F1, poluchennyi svarkoi vzryvom s posleduyushchei goryachei prokatkoi (struktura i svoistva) [Wear resistant steel bimetal 45 + H6F1 obtained by explosion welding followed by hot rolling (structure and properties)]. In: Konon Yu.A., Pervukhin E.B., Pinaev V.G. Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy naplavki. Naplavka v mashinostroenii i remonte [Theoretical and technological fundamentals of surfacing. Surfacing in engineering and repair]. Kiev: IES im. E.O. Patona, 1981, pp. 59–63. (In Russ.).
- Gorbatyuk S.M., Osadchii V.A., Tuktarov E.Z. Calculation of the geometric parameters of rotary rolling by using the automated design system Autodesk Inventor. *Metallurgist*. Vol. 55 Issue: 7–8, pp. 543–546.

Received October 20, 2014

УДК 621.735.32, 004.942

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ОСАДКИ МЕТОДАМИ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Антощенков Ю.М., *д.т.н., профессор* Таупек И.М., *аспирант* (wert8608@mail.ru)

#### Старооскольский технологический институт, филиал НИТУ «МИСиС»

(309516, Россия, Белгородская обл., г. Старый Оскол, микрорайон Макаренко, д. 42)

Аннотация. Возникающее в процессе осадки цилиндрических заготовок напряженно-деформационное состояние оказывает значительное воздействие на формирование необходимых потребительских качеств готовых изделий. Значительное влияние на итоговое распределение деформаций и напряжений оказывает исходное соотношение высоты и диаметра заготовки. В условиях реальной осадки произвести анализ состояния металла часто бывает затруднительно, а подчас просто невозможно, однако современные средства компьютерного моделирования позволяют проникнуть вглубь исследуемого процесса. Для проверки адекватности получаемых данных в системе Simufact Forming было произведено моделирование осадки трех образцов с различными соотношениями высоты и диаметра (H<sub>0</sub>/D<sub>0</sub>: 3,75; 1,875; 1,25). Далее результаты моделирования (напряженно-деформационное состояние, течение металла, распределение энергосиловых параметров процесса) сравнивались с данными реальных процессов, описанных в литературных источниках. Полученные результаты позволяют сделать вывод о качественной сходимости произведенного моделирования с реальными процессами. Это дает возможность использовать полученную методику моделирования для дальнейшего анализа процессов обработки металлов давлением.

*Ключевые слова*: ковка, осадка плоскими плитами, распределение деформаций, напряженно-деформационное состояние, течение металла, моделирование, метод конечных элементов, МКЭ.

Возникающее в процессе осадки напряженно-деформационное состояние заготовки оказывает значительное воздействие на формирование необходимых потребительских качеств готовых изделий. В реальных условиях анализ состояния металла во время протекания процесса затруднен, а подчас является просто невозможным. Однако, с развитием современных способов и систем численного моделирования [1, 2], в руках исследователей появился мощный и доступный инструментарий, позволяющий проникать вглубь процессов во время их непосредственно осуществления.

Для проверки адекватности результатов моделирования в САПР SolidWorks [3] были созданы три цилиндрических образца со следующими соотношениями  $H_0/D_0$ : 3,75; 1,875; 1,25 ( $D_0/H_0$ : 0,27; 0,53; 0,8).

Далее построенные модели импортировались в систему моделирования Simufact Forming. Встроенная база данных материалов не содержит обширного сортамента отечественных марок сталей, поэтому при моделировании заготовкам были присвоены реологические свойства стали C45 (немецкий аналог отечественной стали 45), температура заготовки на момент начала деформации была принята равномерной по всему сечению и составляла 1200 °С. Для описания сил трения, возникающих между рабочим инструментом и поковкой, использовался закон Амонтона-Кулона, коэффициент трения составлял 0,3. Скорость перемещения верхней плиты была постоянной и составляла 50 мм/с. Итоговая степень деформации для всех трех образцов составляла 83,3 %.

Согласно данным, полученным в работах [4, 5], при осадке высоких образцов в них образуются различные зоны распределения деформаций, показанные на

рис. 1. Так, к рабочему инструменту примыкают зоны 1 – области затрудненной деформации, к ним примыкают зоны локализованной деформации 2, в которых действуют максимальные тангенциальные напряжения под углом 45° к оси образца. На боковых поверхностях появляются зоны 3, в которых возникают растягивающие напряжения (в данном случае таких зон две и они расположены в верхней и нижней частях заготовки). В центре заготовки образуется зона 4 с равномерным распределением наиболее высоких значений деформации (рис. 1, а). В начальной стадии процесса происходит «двойное бочкообразование», которое исчезает при продолжении процесса. При этом происходит слияние двух зон 3 в одну, а также переход зоны 4 в поверхностных слоях металла в зону 3, которая теперь остается единственной кольцевой зоной (рис. 1, б). Далее зона 4 полностью поглощается зонами 2, которые после объединения образуют общую, имеющую крестообразную форму (рис. 1, в). При дальнейшей осадке наблюдается развитие зон 1, которые до этого не претерпевали значительных изменений: значения деформаций в них были гораздо ниже, чем в других зонах. В финальной стадии процесса зоны 1 разделяются на 1', в которой значения деформаций так и остаются крайне небольшими, и окружающую ее 1" с более высокими значениями. Также в эту область частично перемещается и зона 3, уже имеющая более высокие (по сравнению с 1') значения деформаций (рис. 1, г).

Описанные области не имеют резко очерченных границ и, в свою очередь, характеризуются неравномерностью деформации (зональной неравномерностью) [6].

Результаты компьютернрго моделирования по распределению интенсивности деформаций в сечении за-



Рис. 1. Форма зон в объеме осаживаемого высокого цилиндрического образца

Fig. 1. Form of zones in the volume of high cylindrical sample during upsetting

готовки при осадке мало отличаются от литературных данных [4, 5].

Распределение интенсивности напряжений при осадке первого образца показано на рис. 2.

В начальных стадиях процесса наибольшие значения напряжений проявляются в зоне контакта плит и заготовки, это вызвано как более интенсивным остыванием заготовки вследствие теплообмена, так и силами трения, препятствующими течению поверхностных слоев металла в радиальном направлении. Также наблюдается возникновение очагов повышенных значений в местах образования очагов деформации под зонами затрудненной деформации (рис. 2, a,  $\delta$ ). При дальнейшей осадке происходит слияние этих очагов в один (рис. 2,  $\beta$ ).

При дальнейшем процессе полученный очаг повышенных значений приобретает крестообразную форму, при этом также увеличиваются области с наибольшими напряжениями в зонах контакта заготовки с плитами (рис. 2, e, d). В финале процесса вышеупомянутые зоны практически соприкасаются, при этом в боковых областях наблюдаются наиболее низкие значения напряжений (рис. 2, e). Несмотря на более высокие значения интенсивности напряжений в местах



Рис. 2. Распределение интенсивности напряжений при осадке первого образца, %:  $a - 25,0; \delta - 36,2; e - 50,0; e - 66,7; d - 75,0; e - 83,3$ 

Fig. 2. Distribution of the effective stress at upsetting the first sample, %:  $a - 25.0; \delta - 36.2; s - 50.0; c - 66.7; \partial - 75.0; e - 83.3$ 

контакта металла с плитами, именно в данных областях образуются зоны затрудненной деформации. Подобная картина во многом вызвана силами контактного трения, которые затрудняют перемещение металла в радиальном направлении.

Распределение интенсивности напряжений второго образца, показанное на рис. 3, также отличается от данных первого образца. Как и при распределении деформаций, наблюдается изначальное формирование только одного очага повышенных значений, расположенного в центральной области (рис. 3, *a*). Максимальные значения интенсивности напряжений наблюдаются в виде кольцевой зоны, расположенной в местах контакта с плитами [7]. При дальнейшей осадке зона повышенных значений в центре постепенно увеличивается и приобретает крестообразную форму (рис. 3, *б*, *в*). Как и при осадке первого образца, происходит увеличение зон с максимальными значениями напряжений, расположенно

ных под плитами. При дальнейшей осадке происходит заполнение кольцевых зон максимальных значений и изменение их формы в куполообразную. Одновременно на границе данных зон (на этих местах до этого располагались области с минимальными значениями интенсивности напряжений) появляются области повышенных значений в виде их продолжения, которые превышают возникавшие до этого напряжения в центральный области образца (рис. 3, c). Затем происходит смыкание данных областей и повышение значений интенсивности напряжений (рис. 3, d, e).

Распределение интенсивности напряжений при осадке третьего образца показано на рис. 4. Как видно, уже при сравнительно небольшой деформации в центральной области образца возникает область повышенных значений, ее местоположение соответствует началу распространения деформаций. При этом область также имеет крестообразную форму с максимальными



Рис. 3. Распределение интенсивности напряжений при осадке второго образца, %: *a* - 23,0; *б* - 36,7; *в* - 51,0; *c* - 67,3; *д* - 75,3; *e* - 83,3

Fig. 3. Distribution of the effective stress at upsetting the second sample, %: a - 23.0;  $\delta - 36.7$ ; e - 51.0; e - 67.3;  $\partial - 75.3$ ; e - 83.3



Рис. 4. Распределение интенсивности напряжений при осадке третьего образца, %: *a* - 25,0; *б* - 36,6; *в* - 51,2; *г* - 67,2; *д* - 75,3; *e* - 83,3

Fig. 4. Distribution of the effective stress at upsetting the third sample, %: a - 25.0;  $\delta - 36.6$ ; e - 51.2; c - 67.2;  $\partial - 75.3$ ; e - 83.3

значениями, расположенными в кольцевых областях в местах контакта с плитами. Непосредственно внутри кольцевых зон, под плитами, образуются зоны с минимальными значениями напряжений (рис. 4, *a*). При дальнейшей осадке данные области заметно уменьшаются, одновременно увеличиваются области с максимальными значениями (рис. 4, б). При относительной деформации порядка 50 % кольцевые зоны полностью заполняются и под плитами образуются сплошные зоны в виде сильно сплющенных в вертикальном направлении куполов. Их окружают области с более низкими значениями сравнительно небольшого размера, которые переходят в центральную область с равномерным распределением напряжений (рис. 4, в). Дальнейшая осадка вызывает развитие переходных зон и их слияние в центральной области (рис. 4, г, д). При этом напряжение в центре продолжает возрастать вплоть до самого окончания процесса, но слияния зон с максимальными напряжениями, как у предыдущих образцов, не происходит (рис. 4, е).

Зависимость изменения удельных усилий осадки от перемещения верхней плиты показана на рис. 5.

Как видно, при осадке всех трех образцов в начальной стадии процесса присутствует заметный «зуб текучести», за которым следует область с пониженными значениями усилий. При этом, чем меньше соотношение D/H исходного образца, тем сильнее проявляется понижение значений. Подобная картина полностью согласуется с выводами, изложенными в работе [4].

Полученные результаты позволяют сделать вывод о качественной сходимости произведенного моделирования с данными реальных процессов. Это позволяет использовать предложенную методику моделирования для дальнейшего анализа процессов обработки металлов давлением.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Рыбин Ю.И., Рудской А.И., Золотов А.М. Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. – СПб: Наука, 2004. – 645 с.



Рис. 5. Влияние величины сил трения на удельное усилие осадки высоких образцов из свинца  $(D_0/H_0 = 0.5)$ :

1 – грубая очистка плит; 2 – чистовая обработка плит; 3 – шлифованные слабосмазанные плиты

Fig. 5. Influence of the friction forces on the specific upset force of high lead samples  $(D_0/H_0 = 0.5)$ :

*I* – roughly cleaned dies; *2* – finished dies; *3* – polished dies with poorly lubrication

- 2. Гун Г.Я. Математическое моделирование процессов обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
- Антощенков Ю.М., Таупек И.М., Горбачев Д.С. Возможность ковки заготовок из высоколегированных сталей и сплавов на радиально-обжимных машинах // Кузнечно-штамповочное производство. 2013. №1. С. 38 – 41.
- **4.** Охрименко Я.М. Технология кузнечно-штамповочного производства. М.: Машиностроение, 1966. 601 с.
- 5. Охрименко Я.М., Тюрин В.А. Теория процессов ковки: Учеб. пособие для вузов. М.: Высшая школа, 1977. 295 с.
- Тюрин В.А., Мохов А.И. Теория обработки металлов давлением: Учебник для вузов / Под ред. В.А. Тюрина. – Волгоград: РПК «Политехник», 2000. – 414 с.
- Ли К., Кобояси С. Анализ осесимметричной осадки и поперечной осадки в условиях плоской деформации сплошных цилиндрических заготовок методом конечных элементов // Тр. Американского общества инженеров-механиков. Сер. В. 1971. № 2.

© 2015 г. Антощенков Ю.М., Таупек И.М. Поступила 20 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 49-53.

#### **RESEARCH OF THE PROCESS OF AXISYMMETRIC UPSETTING BY COMPUTER SIMULATION**

Antoshchenkov Yu.M., Dr. Sci. (Eng.), Professor Taupek I.M., Postgraduate (wert8608@mail.ru)

Stary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology "MISiS" (42, Makarenko, Staryi Oskol, Belgorod Region, 309516, Russia)

*Abstract*. Arising in the process of upsetting of cylindrical workpieces stress-strain state has a significant effect on the necessary consumer qualities of the finished products. Significant influence on the final distribution of strain and stress has the original aspect ratio of height and diameter of the workpiece. It is often difficult to analyze state of

the metal in real conditions of upsetting, and sometimes it is impossible, but modern metgods of computer simulation allow to penetrate deep into researching process. To verify the adequacy of the data obtained in the Simufact Forming the authors made modeling of upsetting of three samples with different ratios of height and diameter  $(H_0/D_0: 3,75; 1,875; 1,25)$ . Next, the simulation results (stress-strain state, metal flow, distribution power parameters of the process) were compared with the actual processes described in the literature. The obtained results allow to make a conclusion about high qualitative convergence of the produced simulation with real processes.

*Keywords*: forging, upsetting by flat dies, strain distribution, stress-strained state, metal flow, simulation, finite element method, FEM.

#### REFERENCES

- Rybin Yu.I., Rudskoi A.I., Zolotov A.M. Matematicheskoe modelirovanie i proektirovanie tekhnologicheskikh protsessov obrabotki metallov davleniem [Mathematical modeling and design process of metal forming processes]. St. Petersburg: Nauka, 2004. 645 p. (In Russ.)
- 2. Gun G.Ya. *Matematicheskoe modelirovanie protsessov obrabotki metallov davleniem* [Mathematical modeling of metal forming processes]. Moscow: Metallurgiya, 1983. 351 p. (In Russ.).
- Antoshchenkov Yu.M., Taupek I.M., Gorbachev D.S. The possibility of forging of billets of high-alloy steels and alloys on radial crimping machines. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*, 2013, no. 1, pp. 38–41. (In Russ.).
- Okhrimenko Ya.M. *Tekhnologiya kuznechno-shtampovochnogo proizvodstva* [The technology of forging and stamping production]. Moscow: Mashinostroenie, 1966. 601 p. (In Russ.).
- Okhrimenko Ya.M., Tyurin V.A. *Teoriya protsessov kovki. Ucheb.* posobie dlya vuzov [The theory of the forging processes. Textbook for universities]. Moscow: "Vyssh. Shkola", 1977. 295 p. (In Russ.).
- Tyurin V.A., Mokhov A.I. *Teoriya obrabotki metallov davleniem:* Uchebnik dlya vuzov [Theory of Metal Forming: Textbook for universities]. Tyurin V.A. ed. Volgograd: RPK "Politekhnik", 2000. (In Russ.).
- Li K., Koboyasi S. Analysis of axisymmetric upset and transverse upset in the conditions of plane strain of solid cylindrical workpieces by finite element method. *Tr. Amerikanskogo ob-va inzhenerov – mekhanikov*. Ser. V. 1971, no. 2. (In Russ.).

Received October 20, 2014

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 669.014

## ТЕРМОДИНАМИКА РАСТВОРОВ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМ Fe-Ni, Fe-Co и Co-Ni<sup>\*</sup>

**Дашевский В.Я.,** д.т.н., заведующий лабораторией (vdashev@imet.ac.ru) **Александров А.А.,** к.т.н., старший научный сотрудник **Леонтьев Л.И.,** академик РАН, главный научный сотрудник

> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119991, Россия, г. Москва, Ленинский пр., 49)

Аннотация. Проведен термодинамический анализ растворов кислорода в расплавах систем Fe-Ni-O, Fe-Co-O, Co-Ni-O. Впервые получены состав оксидной фазы и значения равновесных концентраций кислорода в расплавах этих систем во всем диапазоне составов сплавов. В системах Fe-Ni-O и Fe-Co-O по мере увеличения содержания никеля и кобальта в расплавах оксидная фаза содержит, в основном, FeO в достаточно широком диапазоне содержаний никеля и кобальта. Только при мольной доле никеля, близкой к единице, и мольной доле кобальта больше 0,8 резко возрастает содержание NiO и CoO соответственно. В системе Co-Ni-O в оксидной фазе содержится как CoO, так и NiO во всем диапазоне составов сплавов. В системах Fe-Ni и Fe-Co добавки никеля и кобальта в расплаве и повышения тем самым его активности кислорода за счет ослабления как никеля, так и кобальтом связей кислорода в расплаве и повышения тем самым его активности. Далее, по мере увеличения содержания и кобальта, концентрация кислорода в расплаве возрастает сначала медленно, а затем весьма резко. В системе Co-Ni добавки никеля к кобальта, концентрация кислорода в расплаве возрастает сначала медленно, а затем весьма резко. В системе Co-Ni добавки никеля к кобальту приводят к повышению растворимости кислорода во всем диапазоне составов сплавов составов в связи с существенно большей растворимостью кислорода в никеле.

Ключевые слова: железо, никель, кобальт, кислород, термодинамический анализ, оксидная фаза, растворимость кислорода.

Железо, кобальт и никель (триада железа) являются элементами одной группы (VIIIB) и находятся в одном периоде (IV) Периодической системы элементов Д.И. Менделеева, однако физические и химические свойства этих элементов во многом различаются, это касается и их соединений с другими элементами.

Сплавы на основе систем Fe-Ni, Fe-Co и Co-Ni широко используются в современной технике. Содержащийся в этих сплавах кислород снижает их служебные свойства. Изучение физико-химических свойств растворов кислорода в расплавах этих систем позволит оптимизировать процессы получения этих сплавов. В литературе отсутствуют данные о составе оксидной фазы, равновесной со сплавами систем Fe-Ni-O, Fe-Co-O, Co-Ni-O, и о растворимости кислорода в расплавах этих систем в широком диапазоне содержаний компонентов сплавов. Термодинамический анализ на базе данных о растворах кислорода в жидких железе, никеле и кобальте [1-4] и о системах Fe-Ni, Fe-Co, Co-Ni [5] позволяет определить состав оксидной фазы и оценить растворимость кислорода в расплавах данных систем.

Растворы кислорода в расплавах на основе железа, никеля и кобальта следует рассматривать как реальные, образование которых сопровождается тепловым эффектом и изменением энтропии. Уравнения, описывающие поведение компонентов в реальных растворах, можно получить из уравнений для идеальных растворов путем замены концентраций соответствующими значениями активностей ( $a = \gamma X$ , где  $\gamma$  – коэффициент активности; X – мольная доля). Чтобы учесть взаимное влияние компонентов раствора на их термодинамические характеристики, пользуются аппаратом параметров взаимо-

действия 
$$\left(\varepsilon_i^j = \frac{\partial \ln \gamma_i}{\partial X_j}\right)$$
 [6]. Основу метода составляет

разложение соответствующей избыточной термодинамической функции ( $\Delta G_i$ ,  $\Delta H_i$ ,  $\Delta S_i$ ) в ряд Тейлора. В большинстве случаев требуемая точность позволяет ограничиваться членами ряда нулевой и первой степени  $\ln \gamma_i = \ln \gamma_i^\circ + \Sigma \frac{\partial \ln \gamma_i}{\partial X_i} X_j = \ln \gamma_i^\circ + \Sigma \varepsilon_i^j X_j$ .

В случае расплавов железа, никеля и кобальта реакция равновесия металл-оксидная фаза

$$MeO(\mathbf{x}, TB) = Me(\mathbf{x}) + [O]_{1\%(Me)}, K_{(1)} = a_0 = [O]f_0$$
 (1)

может быть представлена как сумма реакций:

$$MeO(\mathbf{x}, \mathbf{TB}) = Me(\mathbf{x}) + 1/2O_2(\mathbf{r}); \qquad (2)$$

$$1/2 O_2(\mathbf{r}) = [O]_{1\%(Me)}; \ \Delta G_{(3)}^{\circ} = RT \ln\left(\frac{\gamma_{O(Me)}^{\circ}M_{Me}}{M_O \cdot 100}\right), \ (3)$$

где  $\gamma^{\circ}_{O(Me)}$  – коэффициент активности кислорода в расплаве при бесконечном разбавлении;  $M_i$  – молекулярная масса. В качестве стандартного состояния для

<sup>&</sup>lt;sup>∗</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-03-31682 mol a.

кислорода, растворенного в расплаве, выбран обладающий свойствами идеального разбавленного раствора 1 %-ный раствор.

Растворимость кислорода в жидком металле может быть рассчитана по уравнению

$$\lg [\% O]_{Me} = \lg K_{(1)} - \lg f_O = \lg K_{(1)} - e_{O(Me)}^O [\% O]_{Me},$$
(4)

где  $e_{O(Me)}^{O}$  – параметр взаимодействия первого порядка при выражении концентрации компонентов в массовых процентах.

Величину [% O] в правой части уравнения (4) можно выразить через отношение  $K_{(1)}/f_0$ . При [% O]  $\rightarrow 0 f_0 \rightarrow 1$ . В связи с малостью величины [% O] можно принять  $K_{(1)}/f_0 \approx K_{(1)}$ . Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты [4]. Тогда уравнение (4) примет вид

$$\lg [\% O]_{Me} = \lg K_{(1)} - e_{O(Me)}^{O} K_{(1)}.$$
(4*a*)

При 1873 К оксид железа жидкий  $T_{\text{пл}}$  (FeO) = 1651 К [7], а оксиды никеля и кобальта твердые:  $T_{\text{пл}}$  (NiO) = 2228 К [7],  $T_{\text{пл}}$  (CoO) = 2088 К [7]. Температурная зависимость энергии Гиббса реакций образования оксидов железа, никеля и кобальта описывается уравнениями:

$$\Delta G^{\circ}_{(2)}(\text{FeO}_{(\texttt{ж})}) = 239\ 987 - 49,57T,$$
 Дж/моль [4];  
 $\Delta G^{\circ}_{(2)}(\text{NiO}_{(\texttt{TB})}) = 253\ 929 - 95,29T,$  Дж/моль [4];

$$\Delta G^{\circ}_{(2)}(\text{CoO}_{(\text{тв})}) = 261\,884 - 85,83\text{T}, Дж/моль [4].$$

Для растворов кислорода в жидких железе, никеле и кобальте при 1873 К  $\gamma_{O(Fe)}^{\circ} = 0,0103$  [1],  $\gamma_{O(Ni)}^{\circ} = 0,337$  [2],  $\gamma_{O(Co)}^{\circ} = 0,161$  [3], что позволяет рассчитать энергию Гиббса реакции (3), а затем энергию Гиббса и константу равновесия реакции (1). При 1873 К для железа  $\Delta G_{(1)}^{\circ} = 23\ 637\ Дж/моль,\ lgK_{(1)} = -0,6599$ ; для никеля  $\Delta G_{(1)}^{\circ} = 7042\ Дж/моль,\ lgK_{(1)} = -0,1966$ ; для кобальта  $\Delta G_{(1)}^{\circ} = 21\ 271\ Дж/моль,\ lgK_{(1)} = -0,5939$ . При 1873 К  $e_{O(Fe)}^{O} = -0,17\ [1],\ e_{O(Ni)}^{O} = 0\ [2],\ e_{O(Co)}^{O} = 0\ [3],\ а растворимость кислорода,\ рассчитанная по уравнению (4), составляет: в железе [O]_{Fe} = 0,240\ %,\ в никеле\ [O]_{Ni} = 0,636\ %,\ в кобальте\ [O]_{Co} = 0,255\ %.$  Полученные значения хорошо согласуются с литературными данными: [O]\_{Fe} = = 0,23\ %\ [8,9],\ [O]\_{Ni} = 0,64\ \%\ [8],\ [O]\_{Co} = 0,23\ \%\ [9].

Оксидная фаза над расплавами систем Fe-Ni-O, Fe-Co-O и Co-Ni-O содержит FeO, NiO и CoO (два из указанных оксидов в зависимости от состава сплава). Реакция, описывающая равновесие металл-оксидная фаза

$$(Me_2O)(\mathbf{x}, \mathbf{TB}) + Me_1(\mathbf{x}) = (Me_1O)(\mathbf{x}, \mathbf{TB}) + Me_2(\mathbf{x}), (5)$$

может быть представлена как сумма реакций

$$Me_1O(\mathbf{x}, \mathbf{TB}) = Me_1(\mathbf{x}) + 1/2O_2(\mathbf{r});$$
 (6)

$$Me_2O(\mathbf{x}, \mathbf{TB}) = Me_2(\mathbf{x}) + 1/2O_2(\mathbf{r}).$$
 (7)

В приближении совершенных растворов для оксидной фазы в случае растворов кислорода в расплавах систем Fe-Ni, Fe-Co и Co-Ni можно записать  $K_{(c)} = \frac{X_{Me_1O} X_{Me_2} \gamma_{Me_2}}{X_{Me_2} \gamma_{Me_2}}.$ 

$$^{(5)} - X_{Me_2O} X_{Me_1} \gamma_{Me_1}$$

Поскольку  $X_{Me_1O} + X_{Me_2O} = 1$ , то

$$X_{Me_1O} = \frac{K_{(5)} X_{Me_1} \gamma_{Me_1}}{K_{(5)} X_{Me_1} \gamma_{Me_1} + X_{Me_2} \gamma_{Me_2}}.$$
 (8)

При расчете энергии Гиббса реакции (5) учитывается энергия Гиббса реакций образования соответствующих оксидов (см. выше). При 1873 К для системы Fe-Ni  $\Delta G_{(5)}^{\circ} = -71\ 692\ Дж/моль, K_{(5)} = 100,357;$  для системы Fe-Co  $\Delta G_{(5)}^{\circ} = -46\ 018\ Дж/моль, K_{(5)} = 19,265;$  для системы Co-Ni  $\Delta G_{(5)}^{\circ} = 25\ 674\ Дж/моль, K_{(5)} = 0,1920.$ 

Состав оксидной фазы расплавов систем Fe-Ni, Fe-Co и Co-Ni, рассчитанный по уравнению (8), приведен в табл. 1 - 3 и на рис. 1. Как видно из приведенных данных, в системе Fe-Ni-O в оксидной фазе содержится, в основном, FeO, и только при мольной доле никеля, близкой к единице, резко возрастает содержание NiO. Это связано с тем, что железо имеет существенно большее сродство к кислороду, чем никель. В системе Fe-Co-O в оксидной фазе также, в основном, содержится FeO, и только при мольной доле кобальта в расплаве больше 0,8 в оксидной фазе резко возрастает содержание CoO. Это, как и в случае системы Fe-Ni-O, связано с тем, что железо имеет большее сродство к кислороду, чем кобальт. В системе Co-Ni-O в оксидной фазе содержится как CoO, так и NiO, однако

Таблица 1

#### Состав оксидной фазы расплавов системы Fe-Ni-O при 1873 К

X <sub>Fe</sub>	$\gamma_{\rm Fe}$ [5]	X <sub>Ni</sub>	γ <sub>Ni</sub> [5]	X <sub>FeO</sub>	X <sub>NiO</sub>
1,0	1,000	0	0,617	1,0000	0
0,9	0,996	0,1	0,675	0,9993	0,0007
0,8	0,992	0,2	0,692	0,9983	0,0017
0,7	0,990	0,3	0,697	0,9970	0,0030
0,6	0,978	0,4	0,712	0,9952	0,0048
0,5	0,941	0,5	0,745	0,9922	0,0078
0,4	0,858	0,6	0,802	0,9862	0,0138
0,3	0,726	0,7	0,877	0,9727	0,0273
0,2	0,581	0,8	0,945	0,9391	0,0609
0,1	0,454	0,9	0,987	0,8368	0,1632
0	0,355	1,0	1,000	0	1,0000

Таблина 2

#### Таблица З

став	оксидной	фазы	расплавов	системы	Fe-Co-O
		п	ои 1873 K		

Co

$X_{\rm Fe}$	$\gamma_{Fe}[5]$	$X_{\rm Co}$	γ <sub>Co</sub> [5]	$X_{\rm FeO}$	X <sub>CoO</sub>
1,0	1,000	0	1,051	1,0000	0
0,9	0,996	0,1	1,136	0,9935	0,0065
0,8	0,987	0,2	1,199	0,9845	0,0155
0,7	0,979	0,3	1,230	0,9728	0,0272
0,6	0,981	0,4	1,226	0,9585	0,0415
0,5	1,035	0,5	1,151	0,9454	0,0546
0,4	1,095	0,6	1,097	0,9276	0,0724
0,3	1,183	0,7	1,051	0,9029	0,0971
0,2	1,282	0,8	1,024	0,8577	0,1423
0,1	1,416	0,9	1,006	0,7508	0,2492
0	1,590	1,0	1,000	0	1,0000

для всех составов сплавов мольная доля CoO в оксидной фазе больше мольной доли кобальта в расплаве, а мольная доля NiO в оксидной фазе меньше мольной доли никеля в расплаве. Это связано с тем, что кобальт характеризуется бо́льшим сродством к кислороду, чем никель.

Сродство Fe, Ni и Co к кислороду может быть охарактеризовано как энергией Гиббса реакции образования соответствующих оксидов ( $\Delta G_{1873\,K}^{\circ}(\text{FeO}) = -147\,142\,\text{Дж/моль}$  [4];  $\Delta G_{1873\,K}^{\circ}(\text{NiO}) = -75\,451\,\text{Дж/моль}$  [4];  $\Delta G_{1873\,K}^{\circ}(\text{CoO}) = -101\,124\,\text{Дж/моль}$  [4]), так и величиной коэффициента активности кислорода в этих расплавах при бесконечном разбавлении ( $\gamma_{O(Fe)}^{\circ} = 0,0103$  [1];  $\gamma_{O(Ni)}^{\circ} = 0,337$  [2];  $\gamma_{O(Co)}^{\circ} = 0,161$  [3]); чем величина  $\gamma_{O}^{\circ}$ больше, тем сродство меньше.

Состав оксидной фазы расплавов системы Со-Ni-О при 1873 К

$X_{\rm Co}$	γ <sub>Co</sub> [6]	$X_{\rm Ni}$	$\gamma_{Ni}$ [6]	X <sub>CoO</sub>	$X_{ m NiO}$
1,0	1,0	0	1,0	1,0000	0
0,9	1,0	0,1	1,0	0,9791	0,0209
0,8	1,0	0,2	1,0	0,9541	0,0459
0,7	1,0	0,3	1,0	0,9238	0,0762
0,6	1,0	0,4	1,0	0,8863	0,1137
0,5	1,0	0,5	1,0	0,8386	0,1614
0,4	1,0	0,6	1,0	0,7760	0,2240
0,3	1,0	0,7	1,0	0,6902	0,3098
0,2	1,0	0,8	1,0	0,5651	0,4349
0,1	1,0	0,9	1,0	0,3661	0,6339
0	1,0	1,0	1,0	0	1,0000

Реакция (1) для расплавов системы Me<sub>1</sub>-Me<sub>2</sub>

$$Me_{1}O)(\mathbf{w}, \mathbf{TB}) = [Me_{1}]_{Me_{1}-Me_{2}} + [O]_{1\%(Me_{1}-Me_{2})};$$

$$K_{(9)} = \frac{X_{Me_{1}}\gamma_{Me_{1}}[O]f_{O}}{X_{Me_{1}O}}$$
(9)

может быть представлена как сумма реакций (6) и (10):

$$1/2O_{2}(\mathbf{r}) = [O]_{1\%(Me_{1}-Me_{2})};$$
  
$$\Delta G_{(10)}^{\circ} = RT \ln \left( \frac{\gamma_{O(Me_{1}-Me_{2})}^{\circ} M_{Me_{1}-Me_{2}}}{M_{O} \cdot 100} \right).$$
(10)

Для расплавов всех систем значения молекулярной массы сплава рассчитаны по уравнению [10]



Рис 1. Зависимость состава оксидной фазы, находящейся в равновесии с расплавами систем Fe–Ni–O (a), Fe–Co–O ( $\delta$ ) и Co–Ni–O (a), or состава сплава при 1873 К:  $I - X_{\text{FeO}}$ ;  $2 - X_{\text{NiO}}$ ;  $3 - X_{\text{CoO}}$ 

Fig. 1. Composition of the oxide phase in equilibrium with (a) Fe-Ni-O, (b) Fe-Co-O and

(e) Co-Ni-O melts vs. alloy composition at 1873 K:

 $1 - X_{\text{FeO}}; 2 - X_{\text{NiO}}; 3 - X_{\text{CoO}}$ 

$$M_{Me_1+Me_2} = M_{Me_1} X_{Me_1} + M_{Me_2} X_{Me_2},$$

а коэффициента активности  $\gamma^{\circ}_{O(Me_1+Me_2)}$  по уравнению [11]

$$\ln\gamma_{i(Me_{1}+Me_{2})}^{\circ} = X_{Me_{1}}\ln\gamma_{i(Me_{1})}^{\circ} + X_{Me_{2}}\ln\gamma_{i(Me_{2})}^{\circ} + X_{Me_{1}}X_{Me_{2}}\left[X_{Me_{2}}\left(\ln\gamma_{i(Me_{2})}^{\circ} - \ln\gamma_{i(Me_{1})}^{\circ} + \varepsilon_{i(Me_{2})}^{Me_{1}}\right) + X_{Me_{1}}\left(\ln\gamma_{i(Me_{1})}^{\circ} - \ln\gamma_{i(Me_{2})}^{\circ} + \varepsilon_{i(Me_{1})}^{Me_{2}}\right)\right].$$

Для растворов кислорода в жидких железе, никеле и кобальте:  $\gamma_{O(Fe)}^{\circ} = 0,0103 [1]; \gamma_{O(Ni)}^{\circ} = 0,337 [2];$  $\gamma_{O(Co)}^{\circ} = 0,161 [3]; \varepsilon_{O(Fe)}^{Ni} = 0,270 [12]; \varepsilon_{O(Ni)}^{Fe} = -5,179 [12];$  $\varepsilon_{O(Fe)}^{Co} = 1,9 [1], \varepsilon_{O(Co)}^{Fe} = -4,1 [3]; \varepsilon_{O(Ni)}^{Co} = -1,4 [13]; \varepsilon_{O(Co)}^{Ni} = 0,16 [3].$  Рассчитанные значения  $M_{Me_1 + Me_2}, \gamma_{O(Me_1 + Me_2)}^{\circ},$ энергия Гиббса и константа равновесия реакции (9) для систем Fe-Ni, Fe-Co и Co-Ni приведены в табл. 4 – 6. Растворимость кислорода в расплавах системы  $Me_1 - Me_2$  может быть рассчитана по уравнению

$$lg[\% O]_{Me_1 - Me_2} = lg K_{(9)} + lg X_{Me_1O} - lg X_{Me_1} - - lg \gamma_{Me_1} - e_{O(Me_1 - Me_2)}^O [\% O]_{Me_1 - Me_2}.$$
(11)

Величину [% O] в правой части уравнения (11) можно выразить через отношение  $\frac{K_{(9)}X_{Me_1O}}{X_{Me_1}\gamma_{Me_1}f_O}$ . При [% O]  $\rightarrow$  0  $f_O \rightarrow 1$ . В связи с малостью величины [% O] можно принять  $\frac{K_{(9)}X_{Me_1O}}{X_{Me_1}\gamma_{Me_1}f_O} \approx \frac{K_{(9)}X_{Me_1O}}{X_{Me_1}\gamma_{Me_1}}$ . Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты [4]. Тогда уравнение (11) примет вид

$$lg[\% O]_{Me_1-Me_2} = lg K_{(9)} + lg X_{Me_1O} - lg X_{Me_1} - - lg \gamma_{Me_1} - e_{O(Me_1-Me_2)}^O \frac{K_{(9)} X_{Me_1O}}{X_{Me_1} \gamma_{Me_1}}.$$
 (11a)

Расплавы систем Fe–Ni, Fe–Co и Co–Ni близки к идеальным растворам [5], что позволяет для расчета величины параметра взаимодействия  $\varepsilon_{O(Me_1-Me_2)}^{O}$  (а затем  $e_{O(Me_1-Me_2)}^{O}$ ) принять соотношение [10]

$$\varepsilon^{\mathrm{O}}_{\mathrm{O}(\mathit{M} e_1 - \mathit{M} e_2)} = \varepsilon^{\mathrm{O}}_{\mathrm{O}(\mathit{M} e_1)} X_{\mathit{M} e_1} + \varepsilon^{\mathrm{O}}_{\mathrm{O}(\mathit{M} e_2)} X_{\mathit{M} e_2}.$$

При 1873 К  $e_{O(Fe)}^{O} = -0,17$  [1];  $e_{O(Ni)}^{O} = 0$  [2];  $e_{O(Co)}^{O} = 0$  [3]. Рассчитанные значения параметра взаимодействия  $e_{O(Me_1-Me_2)}^{O}$  для систем Fe-Ni и Fe-Co приведены в табл. 4 и 5, в случае системы Co-Ni параметр взаимодействия  $e_{O(Me_1-Me_2)}^{O}$  равен нулю для всех составов сплавов.

Равновесные концентрации кислорода в системах Fe-Ni. Fe-Co и Co-Ni. рассчитанные по уравнению (11*a*), приведены в табл. 4 – 6 и на рис. 2. Как видно из приведенных данных, в системе Fe-Ni небольшие добавки никеля к железу (мольная доля никеля <0,15) не оказывают заметного влияния на величину растворимости кислорода в расплаве в связи со слабым влиянием никеля при малых его содержаниях на активность кислорода в железе (см. табл. 4). Дальнейшие добавки никеля в расплав (до мольной доли никеля ~0,7) приводят к снижению растворимости кислорода за счет ослабления никелем связей кислорода в расплаве и повышения тем самым его активности  $(\hat{\epsilon}_{O(Fe)}^{Ni} = 0,270)$ . Далее, по мере увеличения содержания никеля, концентрация кислорода в расплаве возрастает сначала медленно, а затем, при мольной доле никеля >0,9, весьма резко в связи с значительно более высокой растворимостью кислорода в никеле, чем в железе. В системе Fe-Co добавки кобальта к железу также приводят к заметному снижению растворимости кислорода. Это связано с тем, что кобальт, как и никель, повышает коэффициент активности кис-

Таблица 4

$X_{ m Ni}$	$M_{\rm Fe-Ni}$	$\gamma^{\circ}_{O(Fe-Ni)}$	$\Delta G_9^{\circ}$ , Дж/моль	$lgK_{(9)}$	$e^{\rm O}_{\rm O(Fe-Ni)}$	[O], %
0	55,874	0,0103	23 637	-0,6599	-0,1700	0,240
0,1	56,133	0,0111	24 852	-0,6938	-0,1538	0,0240
0,2	56,420	0,0130	27 402	-0,7650	-0,1374	0,231
0,3	56,706	0,0164	31 144	-0,8695	-0,1208	0,205
0,4	56,992	0,0222	35 936	-1,0033	-0,1041	0,175
0,5	57,279	0,0319	41 634	-1,1624	-0,0872	0,149
0,6	57,565	0,0481	48 096	-1,3428	-0,0701	0,133
0,7	57,851	0,0754	55 180	-1,5406	-0,0528	0,131
0,8	58,137	0,1219	62 743	-1,7517	-0,0354	0,145
0,9	58,424	0,2014	70 642	-1,9722	-0,0178	0,198
1,0	58,710	0,3370	7042*	-0,1966*	0	0,636
* Расчет д	* Расчет для реакции NiO(тв) = Ni(ж) + [O] <sub>1 % (Ni)</sub> .					

Растворимость кислорода в расплавах системы Fe-Ni при 1873 К

#### Таблица 5

$X_{\rm Co}$	$M_{\rm Fe-Co}$	$\gamma^{\circ}_{O(Fe-Co)}$	$\Delta G_9^{\circ}$ , Дж/моль	lg <i>K</i> <sub>(9)</sub>	$e^{\rm O}_{{ m O}({ m Fe}-{ m Co})}$	[O], %
0	55,847	0,0103	23 637	-0,6599	-0,1700	0,240
0,1	56,156	0,0125	26 743	-0,7467	-0,1539	0,213
0,2	56,464	0,0153	30 005	-0,8377	-0,1375	0,192
0,3	56,773	0,0190	33 468	-0,9344	-0,1210	0,173
0,4	57,081	0,0240	37 179	-1,0380	-0,1043	0,155
0,5	57,390	0,0309	41 186	-1,1497	-0,0874	0,133
0,6	57,699	0,0407	45 535	-1,2713	-0,0703	0,116
0,7	58,007	0,0548	50 273	-1,4036	-0,0530	0,102
0,8	58,316	0,0761	55 446	-1,5480	-0,0355	0,095
0,9	58,625	0,1088	61 103	-1,7059	-0,0179	0,105
1,0	58,933	0,1610	21 271*	-0,5939*	0	0,255
* Расчет д	* Расчет для реакции CoO(тв) = Co(ж) + [O] <sub>1% (Co)</sub> .					

Растворимость кислорода в расплавах системы Fe-Co при 1873 К

Таблица б

Растворимость кислорода в расплавах системы Co-Ni при 1873 К

X <sub>Ni</sub>	M <sub>Co-Ni</sub>	$\overset{\circ}{\gamma_{O(Co-Ni)}^{o}}$	$\Delta G_9^{\circ}$ , Дж/моль	lg <i>K</i> <sub>(9)</sub>	[0],%
0	58,933	0,161	21 271	-0,5939	0,255
0,1	58,911	0,164	21 593	-0,6028	0,272
0,2	58,889	0,170	22 077	-0,6164	0,289
0,3	58,866	0,177	22 731	-0,6345	0,307
0,4	58,844	0,187	23 562	-0,6578	0,324
0,5	58,822	0,199	24 579	-0,6862	0,346
0,6	58,799	0,216	25 789	-0,7200	0,371
0,7	58,777	0,236	27 200	-0,7594	0,401
0,8	58,755	0,262	28 820	-0,8046	0,444
0,9	58,732	0,295	30 656	-0,8559	0,511
1,0	58,710	0,337	7042*	-0,1966*	0,636
* Расч	ет для реа	акции Ni	$D(TB) = Ni(\mathcal{K}) + [$	O] <sub>1% (Ni)</sub>	

лорода в железе ( $\epsilon_{O(Fe)}^{Co} = 1,9$ ), снижая тем самым его растворимость. Только по достижении мольной доли кобальта в расплаве ~0,8 концентрация кислорода начинает возрастать сначала медленно, а затем достаточно быстро. Во всем диапазоне составов сплавов растворимость кислорода в расплавах системы Fe-Co ниже, чем в расплавах системы Fe-Ni в связи с тем, что растворимость кислорода в кобальте ниже, чем в никеле. В системе Co-Ni добавки никеля к кобальту приводят к повышению растворимости кислорода во всем диапазоне составов сплавов в связи с существенно большей растворимостью кислорода в никеле, чем в кобальте.

На кривых растворимости кислорода в расплавах систем Fe-Ni и Fe-Co наблюдается минимум (см. рис. 2). По мере увеличения в расплавах на основе железа содержания никеля и кобальта оксидная фаза над расплавами состоит практически из оксида железа FeO в достаточно широком диапазоне содержаний никеля и кобальта. Растворимость кислорода в расплаве определяется его активностью, которая повышается по мере увеличения содержания никеля и кобальта (см. табл. 4 и 5), что приводит к снижению растворимости кислорода в расплаве. Когда содержание никеля и кобальта в расплавах становиться значительным, тогда определяющим фактором становится растворимость кислорода в этих элементах. Концентрация кислорода начинает расти, проходя через минимум. Железо является раскислителем для жидких никеля и кобальта в связи с большим сродством к кислороду. Содержания железа [% Fe]', которым соответствуют минимальные концентрации кислорода, могут быть определены по уравнению [14]

$$[\% R]' = -\frac{m}{2,3(me_R^R + ne_O^R)},$$
 (12)

где m и n – коэффициенты в формуле оксида  $R_m O_n$ . В случае оксида FeO уравнение (12) примет вид

$$[\% Fe]' = -\frac{1}{2,3(e_{Fe}^{Fe} + e_{O}^{Fe})}.$$
 (12*a*)

Ниже приведены рассчитанные по уравнению (12*a*) значения содержаний железа в точках минимума и соответствующие им минимальные концентрации кислорода для расплавов систем Fe–Ni и Fe–Co:

Система	$e_{ m Fe}^{ m Fe}$	$e_{ m O}^{ m Fe}$	[% Fe]'	[% О] <sub>мин</sub>
Fe-Ni	0,013 [2]	-0,029 [2]	27,174	0,131
Fe-Co	-0,0062 [3]	-0,019 [3]	17,253	0,095



Рис. 2. Зависимость растворимости кислорода в расплавах систем Fe–Ni (*a*), Fe–Co ( $\delta$ ) и Co–Ni (*s*) от состава сплава при 1873 K: O–[O]<sub>Fe</sub> [8, 9];  $\Box$ –[O]<sub>Ni</sub> [8];  $\Delta$ –[O]<sub>Co</sub> [9]

Fig. 2. Oxygen solubilities in (a) Fe–Ni, ( $\delta$ ) Fe–Co and (b) Co–Ni melts vs. alloy composition at 1873 K: O–[O]<sub>Fe</sub> [8, 9];  $\square$ –[O]<sub>Ni</sub> [8];  $\Delta$ –[O]<sub>Co</sub> [9]

В случае системы Co–Ni на кривой растворимости кислорода минимум не наблюдается. Это связано с тем, что поскольку в кобальте, никеле и расплавах этой системы любого состава активность кислорода равна его концентрации ( $e_{O(Co)}^{O} = 0$ ;  $e_{O(Ni)}^{O} = 0$ ;  $e_{O(Co-Ni)}^{O} = 0$ ), концентрация кислорода в расплаве определяется только содержанием кобальта и никеля и растворимостью кислорода в них, а также составом оксидной фазы.

Таким образом, проведенный термодинамический анализ позволил впервые получить состав оксидной фазы и значения равновесных концентраций кислорода в расплавах систем Fe–Ni, Fe–Co и Co–Ni во всем диапазоне составов сплавов.

**Выводы.** В системах Fe-Ni-O и Fe-Co-O по мере увеличения содержания никеля и кобальта в расплавах оксидная фаза содержит, в основном, FeO в достаточно широком диапазоне содержаний никеля и кобальта. Только при мольной доле никеля, близкой к единице, и мольной доле кобальта больше 0,8 резко возрастает содержание NiO и CoO соответственно. В системе Co-Ni-O в оксидной фазе содержится как CoO, так и NiO во всем диапазоне составов сплавов.

В системе Fe-Ni добавки никеля в расплав (до мольной доли никеля ~0,7) приводят к снижению растворимости кислорода за счет ослабления никелем связей кислорода в расплаве ( $\epsilon_{O(Fe)}^{Ni} = 0,270$ ) и повышением тем самым его активности. Далее, по мере увеличения содержания никеля, концентрация кислорода в расплаве возрастает сначала медленно, а затем, при мольной никеля >0,9, весьма резко в связи с значительно более высокой растворимостью кислорода в никеле, чем в железе.

В системе Fe–Co добавки кобальта к железу приводят к заметному снижению растворимости кислорода. Это связано с тем, что кобальт, как и никель, повышает активность кислорода в железе ( $\epsilon_{O(Fe)}^{Co} = 1,9$ ), снижая тем самым его растворимость. Только по достижении мольной доли кобальта в расплаве ~0,8 концентрация кислорода начинает возрастать сначала медленно, а затем достаточно быстро.

В системе Co-Ni добавки никеля к кобальту приводят к повышению растворимости кислорода во всем диапазоне составов сплавов в связи с существенно большей растворимостью кислорода в никеле, чем в кобальте.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Steelmaking Data Sourcebook. N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ. 1988. – 325 p.
- Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys // Metallurgical Soc. CIM. 1977. Annual Volume. P. 104 – 110.
- Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys // Canadian Metallurgical quarterly. 1976. Vol. 15. No 2. P. 123 – 127.
- **4.** Куликов И.С. Раскисление металлов. М.: Металлургия, 1975. 504 с.
- Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T. etc. Selected Values of the Thermodynamic Properties of Binary Alloys. Metals Park, Ohio: Amer. Soc. Metals. 1973. – 1435 p.
- Вагнер К. Термодинамика сплавов. М.: Металлургиздат, 1957. – 179 с.
- Кубашевский О., Олкокк К.Б. Металлургическая термохимия. – М.: Металлургия, 1982. – 392 с.
- Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
- Аверин В.В., Поляков А.Ю., Самарин А.М. Растворимость и активность кислорода в жидких железе, никеле, кобальте и их сплавах // Изв. АН СССР. Отделение технических наук. 1957. № 8. С. 120 – 122.
- Дашевский В.Я. Физико-химические основы раскисления железоникелевых сплавов. – М.: Физматлит, 2011. – 152 с.

- Frohberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K // Z. Metallkd. 1990. Vol. 81. No. 7. P. 513 – 518.
- Chiang T., Chang Y.A. The activity coefficient of oxygen in binary liquid metal alloys // Metall. Trans. 1976. Vol. 7B. P. 453 – 457.
- Ishii F., Ban-ya S. Deoxidation Equilibrium of Silicon in Liquid Nickel-Copper and Nickel-Cobalt Alloys // ISIJ International. 1993. Vol. 33. No 2. P. 245 – 250.
- Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Термодинамика растворов кислорода при комплексном раскислении расплавов системы Fe−Co // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 5. С. 33 – 41.

© 2015 г. Дашевский В.Я., Александров А.А., Леонтьев Л.И. Поступила 1 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 54-60.

#### THERMODYNAMICS OF OXYGEN SOLUTIONS IN THE Fe-Ni, Fe-Co AND Ni-Co MELTS

**Dashevskii V.Ya.,** Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory (vdashev@imet.ac.ru)

Aleksandrov A.A., Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher Leont'ev L.I., RAS Academician, Chief Researcher

Institute of Metallurgy and Material Science named after Baikov A.A., RAS (49, Leninskii ave., Moscow, 119991, Russia)

- Abstract. Thermodynamic analysis of oxygen solutions in the Fe-Ni-O, Fe-Co-O, Co-Ni-O melts was determined. Composition of the oxide phase and the value of the equilibrium oxygen concentration in the melt of those systems were first time obtained in a whole range of alloy compositions. In Fe-Ni-O and Fe-Co-O systems with increasing content of nickel and cobalt in the melts the oxide phase contains mainly FeO in a sufficiently wide range of content of nickel and cobalt. Only when the mole fraction of nickel is close to unity and the mole fraction of cobalt is more than 0.8, content of NiO and CoO increases sharply. Oxide phase of Co-Ni-O system contains CoO and NiO in the entire range of alloy compositions. In the Fe-Ni and Fe-Co systems nickel and cobalt additives in the melt lead to decreased solubility of oxygen due to the attenuation, both nickel and cobalt, oxygen bonds in the melt and thus increases its activity. Further, by increasing the content of nickel and cobalt, the oxygen concentration in the melt increases slowly at first and then guite rapidly. In Co-Ni system nickel additives to cobalt lead to increasing solubility of oxygen in the whole range of alloy compositions due to a substantially greater solubility of oxygen in nickel than in cobalt.
- *Keywords*: iron, nickel, cobalt, oxygen, thermodynamic analysis, oxide phase, solubility of oxygen.

#### REFERENCES

- 1. *Steelmaking Data Sourcebook*. N.Y.-Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988. 325 p.
- Sigworth G.K., Elliott J.F., Vaughn G., Geiger G.H. The thermodynamics of dilute liquid nickel alloys. *Metallurgical Soc.* CIM. 1977. Annual Volume, pp. 104–110.
- Sigworth G.K., Elliott J.F. The thermodynamics of dilute liquid cobalt alloys. *Canadian Metallurgical quarterly*. 1976. Vol. 15, no. 2, pp. 123–127.

- 4. Kulikov I.S. *Raskislenie metallov* [Deoxidation of metals]. Moscow: Metallurgiya. 1975. 504 p. (In Russ.).
- Hultgren R., Desai P.D., Hawkins D.T. etc. Selected Values of the Thermodynamic Properties of Binary Alloys. *Metals Park*, Ohio: Amer. Soc. Metals, 1973. 1435 p.
- Wagner Carl. *Thermodynamics of alloys*. Cambridge, Addison-Wesley press, 1952. (Russ.ed.: Wagner C. *Termodinamika splavov*. Moscow: Metallurgizdat. 1957. 179 p.).
- 7. Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgical Thermochemistry*. Oxford, New York, Pergamon Press. 1967. (Russ. ed.: Kubaschewski O., Alcock C.B. *Metallurgicheskaya termokhimiya*. Moscow: Metallurgiya, 1982. 392 p.).
- Grigoryan V.A., Belyanchikov L.N., Stomakhin A.Ya. *Teoreticheskie osnovy elektrostaleplavil'nykh protsessov* [Theoretical foundations of electrical steelmaking processes]. Moscow: Metallurgiya. 1987. 272 p. (In Russ.).
- Averin V.V., Polyakov A.Yu., Samarin A.M. Solubility and activity of oxygen in molten iron, nickel, cobalt and their alloys. *Izv. AN* SSSR. OTN. 1957, no. 8, pp. 120–122. (In Russ.).
- Dashevskii V.Ya. Fiziko-khimicheskie osnovy raskisleniya zhelezonikelevykh splavov [Physicochemical basis of deoxidation of Iron-Nickel melts]. Moscow: Fizmatlit. 2011. 152 p. (In Russ.).
- Frohberg M.G., Wang M. Thermodynamic properties of sulphur in liquid copper-antimony alloys at 1473 K. Z. Metallkd. 1990. Vol. 81, no. 7, pp. 513–518.
- **12.** Chiang T., Chang Y.A. The activity coefficient of oxygen in binary liquid metal alloys. *Metall. Trans.* 1976. Vol. 7B, pp. 453–457.
- Ishii F., Ban-ya S. Deoxidation Equilibrium of Silicon in Liquid Nickel-Copper and Nickel-Cobalt Alloys. *ISIJ International*. 1993. Vol. 33, no. 2, pp. 245–250.
- Dashevskii V.Ya., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I.Thermodynamics of oxygen solutions in complex deoxidation of the Fe–Co melts. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 5, pp. 33–41. (In Russ.).
- Acknowledgements. The work was supported by RFBR within the scientific project no.14-03-31682 mol\_a.

Received October 1, 2014

УДК: 539.27:669.3

# ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА И ЕЕ КОМПОНЕНТЫ В СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА<sup>\*</sup>

**Козлов Э.В.,** д. ф.-м. н., профессор, зав. кафедрой физики (коzlov@tsuab.ru) Попова Н.А., к.т.н., старший научный сотрудник Конева Н.А., д. ф.-м.н., профессор

#### Томский государственный архитектурно-строительный университет

(634003, Россия, г. Томск, пл. Соляная, 2)

Аннотация. На основании электронно-микроскопического исследования получены закономерности накопления дислокаций при формировании дислокационной структуры деформированной мартенситной стали 34ХНЗМФА. Выявлены факторы, определяющие интенсивность накопления дислокаций. Скалярная плотность дислокаций разделена на две компоненты: плотность геометрически необходимых и плотность статистически запасенных дислокаций. Особое внимание уделено геометрически необходимым дислокациям. Установлено их накопление с деформацией в различных субструктурных образованиях стали. Выделены критические размеры зерен, при которых изменяются закономерности накопления дислокаций.

*Ключевые слова*: деформированная мартенситная сталь, фрагмент, дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций, геометрически необходимые и статистически запасенные дислокации, критический размер зерна.

Компоненты дислокационной структуры. В течение многих лет дислокационную структуру принято характеризовать скалярной плотностью дислокаций р. Развитие дислокационной науки привело к подразделению величины р на различные по физическому смыслу компоненты [1, 2]. Накопленные в объеме материала дислокации сначала испускаются их источниками, а потом тормозятся в результате реакций с другими дислокациями. Размножение дислокаций и их реакции являются случайными процессами. Поэтому эта группа дислокаций называется статистически запасенными (СЗД), а их плотность – р. Статистически запасенные дислокации тормозятся относительно слабыми барьерами – другими дислокациями. В том случае, когда в материале присутствуют более прочные барьеры – частицы вторых фаз и границы зерен, имеют место градиенты пластической деформации. Если такие градиенты присутствуют, то дополнительно к плотности дислокаций р. происходит накопление геометрически необходимых дислокаций (ГНД) с плотностью  $\rho_G$  [1], тогда

$$\rho = \rho_s + \rho_G. \tag{1}$$

Наличие геометрически необходимых дислокаций часто связано с изгибом кристаллической решетки [2].

Существует также естественное для теории дислокаций разделение дислокаций на положительно заряженные ( $\rho_+$ ) и отрицательно заряженные ( $\rho_-$ ) [3]. Сумма их дает общую скалярную плотность дислокаций:

$$\rho = \rho_+ + \rho_-, \tag{2}$$

а их разность – избыточную плотность дислокаций  $\rho_{+}$ :

$$\rho_{\pm} = \rho_{+} + \rho_{-}. \tag{3}$$

Избыточная плотность дислокаций непосредственно связана с кривизной-кручением кристаллической решетки [4, 5]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial l} = \frac{\chi}{b} = (Rb)^{-1}, \qquad (4)$$

где b – вектор Бюргерса;  $\varphi$  – угол наклона кристаллографической плоскости; l – расстояние на плоскости;  $\frac{\partial \varphi}{\partial l}$  – градиент кривизны-кручения кристаллической решетки;  $\chi$  – кривизна-кручение кристаллической решетки; R – радиус изгиба кристаллической решетки.

Градиент деформации, плотность ГНД и плотность избыточных дислокаций. Плотность геометрически необходимых дислокаций можно выразить через радиус изгиба кристаллической решетки *R* [6]:

$$\rho_G = (Rb)^{-1}.$$
 (5)

Если сравнить (4) и (5), то очевидно, что

$$\rho_G = \rho_{\pm}.\tag{6}$$

Избыточная плотность дислокаций оказывается равной плотности геометрически необходимых дислокаций. Последние представляют собой запасенные дислокации, которые требуются для аккомодации кривизны кристаллической решетки, возникающей из-за неоднородности пластической деформации, т.е. из-за наличия градиента деформации [7]. Изгиб кристалли-

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К.

ческой решетки можно представлять как в единицах  $\rho_{\pm},$  так и в единицах  $\chi$  [8 - 10].

Размер зерна и плотность геометрически необходимых дислокаций. Для описания упрочнения поликристаллического агрегата были сделаны попытки связать плотность геометрически необходимых дислокаций  $\rho_G$  со средним размером зерна *d*. В работах [1, 2] было предложено, что

$$\rho_G = \frac{\varepsilon}{4bd},\tag{7}$$

где є – степень деформации. Этой схеме удовлетворяет модель Конрада [11], где общая плотность дислокаций р обратно пропорциональна среднему размеру зерна *d*:

$$\rho \approx \frac{\varepsilon}{0,4bd}.$$
 (8)

Формулы (7) и (8) совпадают с точностью до коэффициента, поэтому  $\rho > \rho_G$  (примерно на порядок). Это означает, что при обычных размерах зерен, относящихся к мезоуровню,  $\rho_s > \rho_G$ . Для нанозерен соотношение может быть обратным. Теоретическая оценка коэффициентов в уравнениях (7) и (8) не является строгой, поэтому необходимо дальнейшее рассмотрение этой проблемы.

Накопление дислокаций в деформированных материалах. Проблема накопления дислокаций в деформированных материалах по-прежнему остается сложной и нерешенной. Это утверждение относится как к исследованию чистых металлов и твердых растворов с относительно простыми дислокационными субструктурами, так и к материалам, имеющим сложную субструктуру. В этих материалах перед или при пластической деформации происходят фазовые превращения [12, 13]. Типичным примером являются субструктуры, формирующиеся в мартенситных сталях, в которых наряду с зернами присутствуют дислокационные ячейки, фрагменты, пакеты и пластины. Подобные структуры, когда одни границы расположены внутри других субструктурных образований, могут возникать в ходе пластической деформации в ультрамелкозернистых (УМЗ) поликристаллах, особенно в условиях динамической рекристаллизации и при других процессах [14, 15].

В микрообласти размеров зерен d и фрагментов  $D_{\phi p}$  проявляются другие закономерности в накоплении дислокаций по сравнению с закономерностями в мезообласти размеров. Это явление характерно как для УМЗ поликристаллов, так и для малых фрагментов, наблюдаемых в деформированных мартенситных сталях [16 – 20]. Количественные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) позволили установить некоторые аналитические зависимости скалярной плотности дислокаций р от размера зерен d и фрагментов  $D_{\phi p}$ . Известно, что соотношение между размерами зерен, дислокационных ячеек, фраг-

ментов и плотностью дислокаций играет важную роль в теории дислокационных субструктур и в концепциях дислокационного упрочнения [21, 22].

Целью настоящей работы является экспериментальное изучение методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии накопления при пластической деформации скалярной плотности дислокаций и ее компонент в стали мартенситного класса.

Материал и методы исследования. Объектом исследования являлась сталь мартенситного класса З8ХНЗМФА. Сталь подвергалась двойной закалке (1050 °С, 5 ч. + 840 °С, 3 ч.), затем проводился отпуск (600 °С, 7,5 ч). Образцы, изготовленные из отпущенной стали, деформировались растяжением при комнатной температуре до различных степеней деформации в интервале 0 – 90 %. Из деформированных образцов на электроискровом станке вырезались пластинки толщиной 0,2 мм, которые затем химически утонялись с последующей электрополировкой до необходимой толщины для просмотра в электронном микроскопе. Приготовленная таким образом фольга изучались на электронном микроскопе ЭМ-125 К, снабженном гониометром, при ускоряющем напряжении 125 кВ. По полученным электронно-микроскопическим снимкам проводилась идентификация типов субструктур, наблюдаемых в исследуемой стали. Методом секущей измерялась скалярная плотность дислокаций как средняя в объеме материала, так и в различных составляющих субструктуры. Особое внимание было уделено дислокационным фрагментам с различным типом субструктур в них. Статистическую обработку результатов выполняли по непрерывным участкам образцов площадью ~80 мкм<sup>2</sup>, содержащих 500 – 1000 дислокационных фрагментов, наблюдаемых в стали.

В ходе исследования измеряли плотность ГНД и СЗД. Способ измерения плотности ГНД базируется на уравнении (6), т.е. на равенстве  $\rho_G$  и  $\rho_{\pm}$ . Техника измерения  $\rho_{\pm}$  подробно описана авторами в работах [4, 5, 9]. Величина  $\rho_G$  (или  $\rho_{\pm}$ ) измеряется по электронно-микроскопическим изображениям с использованием изгибных экстинкционных контуров и рассчитывается в соответствии с уравнением (4), используя параметр  $\chi$  (амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки). После определения  $\rho$  и  $\rho_G$  величина  $\rho_s$  может быть вычислена из соотношения (1).

Геометрически необходимые дислокации. Сопоставление параметров микро- и мезоуровня. На рис. 1 представлены зависимости  $\rho$ ,  $\rho_s$  и  $\rho_G$  от размера фрагментов в деформированной стали. Эти зависимости весьма интересны. Все три компоненты дислокационной структуры с уменьшением размера фрагментов уменьшаются. Экстраполяционные линии (см. пунктирные линии на рис. 1) указывают на критический размер фрагментов, равный примерно 100 нм, при котором плотность дислокаций становится равной нулю. Это очень важный результат, свидетельствующий об



Рис. 1. Зависимости ρ (1), ρ<sub>s</sub> (2) и ρ<sub>G</sub> (3) от размера фрагментов D<sub>φp</sub> в деформированной мартенситной стали 34XH3MΦA

Fig. 1. Dependences of  $\rho(I)$ ,  $\rho_s(2)$  and  $\rho_G(3)$  from the size of the fragments  $D_{fr}$  in deformed martensitic steel 34KhN3MFA

интенсивном взаимодействии дислокаций с границами фрагментов. Следует отметить, что в деформированной стали присутствуют три типа фрагментов: бездислокационные, с хаотической дислокационной структурой и с ячеистой дислокационной субструктурой (рис. 2). Было установлено [16-19], что структура дислокационных фрагментов в мартенситной стали и микрозернах УМЗ металлов во многом аналогична. Зависимости плотности дислокаций от размера фрагментов и размера микрозерен также аналогичны. Критические размеры зерен (средние размеры зерен, в окрестности которых происходят значительные изменения свойств поликристаллического агрегата [23]) и нанофрагментов оказываются близкими. Несомненно, размер фрагментов, как и размер зерен микроуровня, должен обуславливать одинаковое поведение параметров дислокационной структуры в них. Было установлено [24], что если на микроуровне измельчение размера зерна приводит к уменьшению плотности дислокаций, то на мезоуровне эффект противоположный: с измельчением зерна плотность дислокаций увеличивается. Различное поведение плотности дислокаций от размера зерна принципиально отличает микроуровень (или наноуровень) от мезоуровня. На взгляд авторов, такое различие характеризует критическое поведение дислокационной структуры в поликристаллах микро- и мезоуровня.

Величина плотности ГНД, прежде всего, связана с третьим критическим размером зерна  $d_3^{\text{кр}}$  [16, 23]. Первый критический размер зерна ( $d_1^{\text{кр}} \approx 10 - 20$  нм) связан с обнулением коэффициента Холла-Петча. Второй критический размер зерна ( $d_2^{\text{кр}} \approx 100$  нм) соответствует

деформированному состоянию в ультрамелкозернистом поликристаллическом агрегате, когда внутри зерен дислокации практически отсутствуют [25]. Третий критический размер зерен  $d_3^{\text{кр}}$  связан со сменой роли параметров дислокационной структуры. Если  $d > d_3^{\text{кр}}$ , то в дислокационном ансамбле преобладают статистически запасенные дислокации с плотностью  $\rho_s$ . Их больше, чем геометрически необходимых дислокаций  $\rho_G$ ( $\rho_s > \rho_G$ ). Величина  $d_3^{\text{кр}}$  близка к 1000 нм. Прохождение через этот размер зерен ( $d < d_3^{\text{кр}}$ ) изменяет происхождение большей части дислокаций, условия экранировки дислокациями концентраторов напряжений, уровень внутренних полей напряжений. В этих условиях плотность ГНД становится больше плотности СЗД, так что  $\rho_G > \rho_s$ .

Как показали проведенные исследования, плотность ГНД р<sub>с</sub> может быть много меньше скалярной плотности дислокаций, а может быть с ней соизмерима. В первом случае плотность СЗД р составляет основной вклад в дислокационную структуру. Это характерно для поликристаллов мезоуровня. Микро- или наноуровень отличает от мезоуровня значительный вклад в р величины ρ<sub>G</sub>. Измельчение размера зерен, фрагментов, ячеек ведет к росту плотности ГНД. Рост плотности наночастиц также ведет к росту плотности ГНД. Есть основания полагать, что относительно большая величина  $\rho_G$  – характерное отличие микро- и нанополикристаллов от поликристаллов мезоуровня. Третий критический размер зерна соответствует равенству обеих компонент дислокационной структуры  $\rho_s = \rho_G$ . Когда  $\rho_s > \rho_G$ , это поликристаллы мезоуровня. Когда  $\rho_s < \rho_G$ , то реализуется случай поликристаллов микро- или наноуровня. На рис. 3 приведены соответствующие данные, позволяющие сопоставить величины р, р, и р, в широком интервале размеров зерен и фрагментов. Из рис. 3 видно, что третий критический размер зерна находится в интервале 5 – 10 мкм. Если  $d < d_3^{\text{кр}}$ , то решающую роль в дислокационной структуре играют ГНД.

Переход от мезоуровня к микроуровню практически во всем интервале размеров зерен и фрагментов может быть представлен с использованием ГНД. Как видно из данных, представленных на рис. 4, на мезоуровне  $\rho_G$ составляет 10 – 20 % от величины  $\rho$ . При приближении к размеру зерна 200 – 300 нм дислокационная структура полностью реализуется ГНД ( $\rho \approx \rho_G$ ). Формируется градиентная дислокационная структура, обеспеченная полями напряжений от дисклинаций, расположенных в ГЗ и тройных стыках зерен [26].

Зависимость скалярной плотности дислокаций от размера фрагментов с сетчатой дислокационной субструктурой в мартенситной стали. Типичная картина фрагментов с сетчатой дислокационной субструктурой деформированной стали представлена на рис. 2, *а*. Четкие соотношения между плотностью дислокаций и размером фрагментов установлены для фрагментов с сетчатой дислокационной субструкту-



Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение трех типов фрагментов и их схемы в деформированной мартенситной стали 34ХНЗМФА:

*а*, *б* – фрагменты с хаотической дислокационной структурой; *в*, *г* – с ячеистой субструктурой; *д*, *е* – бездислокационные фрагменты. На схемах указаны наночастицы специальных карбидов (•) и цементита (=)





Рис. 3. Влияние размера зерен и фрагментов *d* на величину различных компонент дислокационной структуры ρ, ρ<sub>s</sub> и ρ<sub>G</sub> для деформированной мартенситной стали 34XH3MΦA. Вертикальным пунктиром указан третий критический размер зерен и дислокационных фрагментов

Fig. 3. Effect of grain size *d* on the value of the various components of the dislocation structure  $\rho$ ,  $\rho_s$  and  $\rho_G$  for deformed martensitic steel 34KhN3MFA. Vertical dotted line shows third critical size of grain and dislocation fragments



Рис. 4. Отношение плотности геометрически необходимых дислокаций ρ<sub>G</sub> к скалярной плотности дислокаций ρ в широком интервале размеров зерен. Деформированная мартенситная сталь 34XH3MΦA

Fig. 4. The ratio of the density of geometrically necessary dislocations  $\rho_G$  to the scalar dislocation density  $\rho$  in a wide range of grain sizes. Deformed martensitic steel 34KhN3MFA

рой (рис. 5). Скалярная плотность дислокаций и размер фрагментов  $D_{dn}$  в стали связывает соотношение

$$\rho = C'D_{\rm dep},\tag{9}$$

где C' – константа. Зависимость скалярной плотности дислокаций от размера фрагментов отпущенной деформированной мартенситной стали подчиняется тем же закономерностям, что и зависимость скалярной плотности дислокаций от размера зерен УМЗ чистых металлов Cu и Ni [19, 20]. Такое подобие в поведении свидетельствует о наличии основополагающих зависимостей, связывающих скалярную плотность дислокаций с размером зерен или фрагментов, в которых дислокации накапливаются с деформацией. Из рис. 5 видно, что соотношение (9) строго выполняется. Одновременно рис. 5 демонстрирует критический размер фрагментов, при котором скалярная плотность дислокаций становится равной нулю,  $\rho = 0$ . Этот критический размер бли-



Рис. 5. Зависимость скалярной плотности дислокаций ρ от среднего размера фрагментов <D<sub>φp</sub>> с сетчатой дислокационной структурой. Деформированная мартенситная сталь 34XH3MΦA



зок к размеру  $D_{\phi p}^{\text{кp}} \approx 100$  нм. Тем самым установлено, что второй критический размер зерна в микрообласти оказывается равным критическому размеру фрагментов в дислокационной структуре мартенситной стали, формирующейся при деформации. На взгляд авторов, равенство критических размеров микрозерен и дислокационных фрагментов полностью обусловлено подобием механизмов взаимодействия скользящих дислокаций с границами микрозерен и фрагментов.

Зависимость плотности дислокаций от размера фрагментов с ячеистой дислокационной субструктурой. При наличии ячеистой дислокационной субструктуры картина закономерностей накопления дислокаций в стали усложняется. Дислокационная ячеистая субструктура, возникающая внутри фрагментов деформированной мартенситной стали, представлена на рис. 2, в. В этом случае с уменьшением размера фрагментов плотность дислокаций не убывает, а наоборот растет. Несомненно, это связано с тем фактом, что скользящие дислокации взаимодействуют со стенками ячеек, находящимися внутри фрагментов, иначе, чем с дислокациями сетчатой дислокационной субструктуры. Барьерное торможение [27] стенками ячеек является более сильным фактором, и с уменьшением размера фрагментов, содержащих ячеистую субструктуру, скалярная плотность дислокаций возрастает. Соответствующие данные представлены на рис. 6. Как видно, здесь реализуется соотношение

$$\rho = A D_{\rm dep}^{-1},\tag{10}$$

где *А* – константа. Несомненно, реализация соотношения (10) связана с интенсивным взаимодействием дислокаций со стенками ячеек, содержащихся внутри фрагментов деформированной стали. Это подтверждают данные, приведенные на рис. 7. Здесь представлена



Рис. 6. Зависимость скалярной плотности дислокаций ρ от среднего размера фрагментов <*D*<sub>φp</sub>> с ячеистой дислокационной структурой. Деформированная мартенситная сталь 34XH3MΦA

Fig. 6. Dependence of the scalar dislocation density  $\rho$  of the average size of fragments  $\langle D_{fr} \rangle$  with cellular dislocation structure. Deformed martensitic steel 34KhN3MFA зависимость плотности дислокаций от размера ячеек  $D_{\rm sy}$  в исследуемой стали. Видно, что в этом случае выполняется соотношение

$$\rho = A' D_{\rm srq}^{-1},\tag{11}$$

где A' – константа. Сравнение рис. 6 и 7 показывает, что зависимость плотности дислокаций от размера ячеек более сильная, чем от размера фрагментов (A' > A). Это означает, что основной эффект заключается в барьерном торможении скользящих дислокаций стенками ячеек. Экстраполяция зависимости, представленной на рис. 7, показывает предельное значение  $\rho \ge 5 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>. Такая высокая скалярная плотность дислокаций, близкая к  $\rho \approx 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, свидетельствует о том, что торможение дислокаций стенками дислокационных ячеек необходимо отнести к максимальному торможению скользящих дислокаций в дислокационной структуре.

Таким образом, на основе прямых экспериментальных данных, установлены аналитические зависимости скалярной плотности дислокаций от размера фрагментов и ячеек в деформированной мартенситной стали. Обнаружено, что тип дислокационной структуры во фрагментах стали решающим образом определяет зависимость скалярной плотности дислокаций от их размера. Если внутри фрагментов присутствует сетчатая дислокационная субструктура, то скалярная плотность дислокаций убывает с уменьшением размера фрагментов. Напротив, если дислокационная субструктура во фрагментах ячеистая, то с уменьшением размера фрагментов скалярная плотность дислокаций растет. С измельчением размера ячеек плотность дислокаций также интенсивно возрастает. Такое поведение обусловлено различными механизмами торможения скользящих дислокаций в сетчатой и ячеистой дислокационных



Рис. 7. Зависимость скалярной плотности дислокаций р от размера ячеек в деформированной мартенситной стали 34XH3MФА

субструктурах. Установленные в работе соотношения между различными параметрами дислокационной субструктуры являются основополагающими для дальнейшего развития физики дислокационного упрочнения твердого тела [27]. Дислокационная парадигма [24] субструктурного упрочнения получает в таких соотношениях, во-первых, прямое подтверждение важности физики дислокаций в упрочнении материалов и, во-вторых, раскрывает основополагающую роль субструктурных образований в дислокационной концепции физики упрочнения.

Зависимости р<sub>с</sub> и р от степени деформации. Роль границ различного типа. Рассмотрим роль структурных составляющих стали в поведении скалярной плотности дислокации р и ее компонент р и р В зависимости от степени деформации. Эти результаты представлены на рис. 8. При анализе субструктурных элементов в стали учитывались главным образом их поперечные размеры. Из таблицы хорошо видно, что в перечисленном интервале структурных образований от зерна до ячейки их размер убывает на три порядка. При этом средняя скалярная плотность дислокаций несколько возрастает (см. рис. 8). Значительные изменения происходят с вкладами р<sub>s</sub> и р<sub>G</sub>. Данные рис. 8 свидетельствуют, что с измельчением размера субструктурного элемента компонента  $\rho_s$  убывает, а компонента  $\rho_G$  возрастает. Рассмотрение последовательностей рис. 8,  $a \to puc. 8, d$ показывает, что с измельчением структурного элемента несколько возрастает скалярная плотность дислокаций  $\rho$  и значительно увеличивается компонента  $\rho_{c}$ , которая в итоге становится доминирующей над р. При этом компонента  $\rho_{c}$  остается значительной до  $\epsilon \approx 10$  %, а при дальнейшей деформации вклад р. с измельчением структурного элемента уменьшается. Чем больше плотность определенного типа границ, тем больше их вклад в  $\rho_G$  и меньше в  $\rho_s$ .

Можно проследить относительную роль этих вкладов в зависимости от длины пробега дислокаций Lс увеличением плотности границ, препятствующих сдвигу. Длину пробега дислокаций L можно оценить, используя данные о размере структурного элемента l(см. таблицу): с уменьшением размера структурного элемента величина L убывает, поскольку она может

Средние размеры структурных элементов в исследованной стали

Структурный элемент	Размер
Зерно	34 мкм
Пластина	0,9×2,4 мкм
Пакет реек	4×6 мкм
Рейка	0,2×6 мкм
Фрагмент с сетчатой субструктурой	92×640 нм
Фрагмент с ячеистой субструктурой	60×370 нм
Ячейка	30 нм

Fig. 7. Dependence of the scalar dislocation density  $\rho$  of the size of the cells in the deformed martensitic steel 34KhN3MFA



Рис. 8. Зависимости средней скалярной плотности дислокаций ρ и ее компонент ρ<sub>G</sub> и ρ<sub>s</sub> от степени деформации для разных структурных составляющих деформированной мартенситной стали 34XH3MΦA:

*а* – зерно; *б* – мартенситный пакет; *в* – первичный фрагмент; *г* – мартенситная рейка; *д* – вторичный фрагмент

Fig. 8. The dependence of the average scalar dislocation density  $\rho$  and its components  $\rho_{G}$  and  $\rho_{s}$  from the degree of deformation for different structural components of the deformed martensitic steel 34KhN3MFA:

a – grain;  $\delta$  – martensitic package; e – primary fragment; e – martensite lath;  $\partial$  – secondary fragment

превышать этот размер не более чем в 3 – 5 раз. Основной результат здесь заключается в том, что чем меньше структурное образование, в котором тормозится сдвиг, и одновременно меньше длина пробега дислокаций L, тем больше вклад  $\rho_G$  и меньше вклад  $\rho_s$ . Хотя этот результат является предсказемым, поскольку  $\rho_G$  – плотность геометрически необходимых дислокаций, однако он получен экспериментально впервые. Тем самым установлена зависимость плотности ГНД от размера области, в которой тормозится сдвиг. Этот эффект имеет место, несмотря на то, что с уменьшением размера структурного элемента изменяется тип его границ, и торможение дислокаций на этих границах ослабевает.

Отношение  $\rho_G / \rho_s$  и критический размер структурного элемента. Отношение  $\rho_G / \rho_s$  в зависимости от размера структурного элемента в исследуемой стали представлено на рис. 9. Из него видно, что отношение  $\rho_G / \rho_s$  в зависимости от размера структурного элемента *l* состоит из двух ветвей. Первая ветвь при малых *l* круто сходит вниз, значения  $\rho_G / \rho_s$  на второй ветви в интервале значений *l* = 100 нм – 40 мкм медленно убывают. Значительная зависимость  $\rho_G / \rho_s$  от l простирается в интервале 30-150 нм и заканчивается вблизи 100 – 150 нм. После этого размера зависимость  $\rho_G / \rho_s$ почти горизонтальная. Пунктиром на рис. 9, а указан второй критический размер замкнутого субструктурного образования – ~100 нм. Как уже отмечалось, он соответствует критическому размеру зерна 100 нм в ультрамелкозернистых поликристаллах [25]. При размере зерен d < 100 нм они становятся бездислокационными. При этом плотность дислокаций р<sub>а</sub> становится условной величиной. Она отражает наличие дислокаций и дисклинаций в границах зерен и дисклинаций в тройных стыках зерен [28].

На рис. 9, б представлено поведение  $\rho_G / \rho_s$  при больших размерах структурного элемента, относящихся к мезообласти. При  $l \sim 10$  мкм  $\rho_G = \rho_s$  и отношение



Рис. 9. Отношение  $\rho_G / \rho_s$  для разных структурных элементов деформированной мартенситной стали 34ХНЗМФА: *a* – для интервала размеров 0 – 1000 нм, б – для интервала 0 – 40 мкм. Масштаб рисунков *a* и *б* по оси размеров отличается в 5 раз

Fig. 9. Ratio  $\rho_G/\rho_s$  for different structural elements of the deformed martensitic steel 34KhN3MFA: *a* – for a size range 0 – 1000 nm,  $\delta$  – for a size range 0 – 40 microns. Scale of patterns *a* and  $\delta$  differs for sizes axis 5 times

 $\rho_G / \rho_s = 1$ . Это третий критический размер, больше которого компонента  $\rho_s$  становится больше, чем  $\rho_G$ . Соотношение  $\rho_G / \rho_G < 1$  является типичным для компонент дислокационной структуры в мезообласти.

Выводы. В настоящей работе представлены данные прямых электронно-микроскопических измерений, в которых была определена общая плотность дислокаций р. С использованием результатов измерения кривизны-кручения кристаллической решетки у определена плотность геометрически необходимых дислокаций р<sub>с</sub>. Плотность статистически запасенных дислокаций определялась как  $\rho_s = \rho - \rho_G$ . Была измерена величина ρ<sub>G</sub>, обусловленная торможением дислокаций на границах зерен, мартенситных пакетов, мартенситных реек, дислокационных фрагментов и ячеек. Установлено, что соотношение  $\rho_G / \rho_s$  зависит от величины структурного элемента, на границах которого тормозится сдвиг. С уменьшением последнего  $\rho_{G}/\rho_{s}$  возрастает. Определен критический размер субструктурного элемента, равный 100 нм, при достижении которого зависимость  $\rho_c/\rho_c$  резко изменяет свой характер. Важным является тот факт, что величина 100 нм одновременно соответствует размеру бездислокационных зерен в наноматериалах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Ashby M.F. The deformation of plastically non-homogeneous materials // Phil. Mag. 1970. Vol. 21. P. 399 424.
- Courtney T.H. Mechanical behavior of materials. Boston Toronto: McGraw – Hill International Editions, 2000. – 732 p.
- Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972 599 с.
- Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерения и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Ч. І. / Под ред. В.Е. Панина. – Томск: Изд-во ТГУ, 1990. С. 83 – 93.
- Koneva N.A. Internal long-range stress fields in ultrafine grained materials // Severe plastic deformation. Toward bulk production

of nanostructured materials. Ed. B.S. Altan. – N.-Y.: Nova Science Publishers, Inc., 2005. P. 249 – 274.

- Kubin L.P., Mortcusen A. Geometrically necessary dislocations and strain-gradient plasticity: a few critical issues // Scr. Mat. 2003. Vol. 48. P. 119 – 125.
- Gao H., Huang Y. Geometrically necessary dislocations and sizedependent plasticity // Scr. Mat. 2003. Vol. 48. P. 113 – 118.
- Конева Н.А., Жуковский С.П., Лапскер И.А. и др. Роль внутренних поверхностей раздела в формировании дислокационной структуры и механических свойств в однофазных поликристаллах // Физика дефектов поверхностных слоев материалов / Подред. А.Е. Романова – Л.: ФТИ им. А.Ф. Иоффе, 1989. С. 113 – 131.
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I. Internal field sources, their screening and the flow stress // Mat. Sci. Eng. 2001. Vol. A319-321. P. 156-159.
- El-Dasher B.S., Adams B.L., Rollet A.D. Viewpoint: experimental recovery of geometrically necessary dislocation density in polycrystals // Scr. Mat. 2003. Vol. 48. P. 141 – 145.
- Конрад Х. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Пер. с англ. Под ред. Л.И. Гордиенко. – М.: Металлургия, 1973. С. 206 – 219.
- Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
- Bhadesia H.K. Bainite in steels. London: The Institute of Materials, 1992. – 451 p.
- Мулюков Р.Р., Носкова Н.И. Субмикрокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
- Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progr. Mat. Sci. 2006. Vol. 51. P. 881 – 981.
- 16. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня // Физическая мезомеханика. 2009. Т. 12. № 4. С. 93 – 106.
- 17. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Размерный эффект в дислокационных субструктурах металлических материалов // Фундаментальные проблемы современного металловедения. 2009. Т. 6. № 2. С. 14 – 24.
- 18. Конева Н.А., Козлов Э.В., Попова Н.А. Влияние размера зерен и фрагментов на плотность дислокаций в металлических материалах // Фундаментальные проблемы современного металловедения. 2010. Т. 7. № 1. С. 64 – 70.
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Popova N.A. et al. Effect of a grain size on defects density and internal stresses in submicrocrystals // Mat. Sci. Forum. 2010. Vol. 633 – 634. P. 121 – 128.

- Koneva N.A., Popova N.A., Kozlov E.V. Critical grain sizes of micro- and mezolevel polycrystals // Bulletin of the Russian Academy of Sciences; Physics. 2010. Vol. 74. No 5. P. 592 – 596.
- Kubin L.P., Fressengeas C., Ananthakrishna G. Collective behaviour of dislocations in plasticity // Dislocations in Solids. – Amsterdam – Tokyo: Elsevier, 2002. Vol. 11. P. 101–192.
- Kuhlmann–Wilsdorf D. The theory of dislocation-based crystal plasticity // Phil. Mag. 1999. Vol. 79. No 4. P. 955 – 1008.
- 23. Конева Н.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. Критические размеры зерен поликристаллов микро- и мезоуровня // Изв. РАН. Серия физическая. 2010. Т. 74. № 5. С. 630 – 634.
- 24. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Конева Н.А. Место дислокационной физики в многоуровневом подходе к пластической деформации // Физическая мезомеханика 2011. Т. 14. № 3. С. 95 – 110.
- Козлов Э.В., Конева Н.А., Жданов А.Н.и др. Структура и сопротивление деформированию ГЦК ультрамелкозернистых ме-

таллов и сплавов // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № 4. С. 93 – 113.

- 26. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А., Жданов А.Н. Интенсивная пластическая деформация меди, состояние границ зерен и их тройных стыков // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 6. С.22 – 27.
- Kozlov E.V., Koneva N.A., Teplyakova L.A. et al. Contact and barrier dislocation resistance and their effect on characteristics of slip and work hardening // Mat. Sci. Eng. 2001. Vol. A319 – 321. P. 261 – 265.
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Popova N.A. Fedorisheva M.V. et al. Structure of triple junctions of grains, nanoparticles in them and bending-torsion in metal nanopolycrystals // Mat. Sci. Forum. 2008. Vol. 584 – 586. P. 269 – 274.

© 2015 г. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Поступила 2 сентября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA - FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. No. 1, pp. 61-70.

#### DISLOCATION STRUCTURE AND ITS COMPONENTS IN STEEL OF MARTENSITE CLASS

Kozlov E.V., Dr. Sci. (Phys.-math)., Professor, Head of the Chair of Physics (kozlov@tsuab.ru) Popova N.A., Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher Koneva N.A., Dr. Sci. (Phys.-math)., Professor

**Tomsk State University of Architecture and Building (TSUAB)** (2, Solyanaya sqr., Tomsk, 634003, Russia )

- *Abstract.* The regularities of dislocation accumulation at forming dislocation structure of deformed martensitic steel are established on the base of electron microscopy. The factors determining an intensity of dislocation accumulation are revealed. Scalar dislocation density is divided into two components: density of geometrically necessary dislocations and density of statistically stored dislocations. The specific attention is given to geometrically necessary dislocations. Their accumulation in different substructure formations of the deformed steel is revealed. Critical grain sizes, when regularities of dislocation accumulation are changed, are determined.
- *Keywords*: deformed martensitic steel, fragment, dislocation substructure, scalar dislocation density, geometrically necessary dislocations, statistically stored dislocations, critical grain size.

#### REFERENCES

- 1. Ashby M.F. Phil. Mag. 1970. Vol. 21, pp. 399-424.
- Courtney T.H. *Mechanical behavior of materials*. Boston, Toronto: McGraw – Hill International Editions, 2000. 732 p.
- Hirth D., Lothe I. *Theory of dislocations*. Oxford. 1972. (Russ.ed.: Hirth D., Lothe I. *Teoriya dislokatsii*. Moscow: Atomizdat, 1972. 600 p.).
- 4. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Lychagin D.V. The longrange stress field, the curvature-torsion of the crystal lattice and the stage of plastic deformation. Measurement methods and results. In: *Novye metody v fizike i mekhanike deformiruemogo tverdogo tela* [New methods in physics and mechanics of deformable solids. Part I]. Panin V.E. ed. Tomsk: Izd-vo TGU, 1990, pp.83-93. (In Russ.).
- Koneva N.A. Severe plastic deformation. Toward bulk production of nanostructured materials. Altan B.S. Ed. New York: Nova Science Publishers, Inc., 2005, pp. 249–274.
- Kubin L.P., Mortcusen A. Geometrically necessary dislocations and strain-gradient plasticity: a few critical issues. *Scr. Mat.* 2003. Vol. 48, pp. 119–125.

- Gao H., Huang Y. Geometrically necessary dislocations and sizedependent plasticity. *Scr. Mat.* 2003. Vol. 48, pp. 113–118.
- Koneva N.A., Zhukovskii S.P., Lapsker I.A. etc. The role of internal interfaces in the formation of dislocation structure and mechanical properties of single-phase polycrystalline. In: *Fizika defektov poverkhnostnykh sloev materialov* [Physics of defects of the surface layers of materials]. Romanov A.E. ed. Leningrad: FTI im. A.F. Ioffe, 1989, pp. 113–131. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I. Internal field sources, their screening and the flow stress. *Mat. Sci.* Eng. 2001. Vol. A319–321, pp. 156–159.
- El-Dasher B.S., Adams B.L., Rollet A.D. Viewpoint: experimental recovery of geometrically necessary dislocation density in polycrystals. *Scr. Mat.* 2003. Vol. 48, pp. 141–145.
- Conrad H. Ultrafine-Grain Metals, Syracuse Univ. Press, New York: 1970. (Russ.ed.: Conrad H. Sverkhmelkoe zerno v metallakh. Gordienko L.I. ed. Moscow: Metallurgiya, 1973, pp. 206–219.)
- Kurdyumov G.V., Utevskii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v* zheleze i stali [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977. 236 p. (In Russ.).
- 13. Bhadesia H.K. *Bainite in steels*. London: The Institute of Materials, 1992. 451 p.
- Mulyukov R.R., Noskova N.I. Submikrokristallicheskie metally i splavy [Submicrocrystalline metals and alloys]. Ekaterinburg UrO RAN, 2003. 279 p. (In Russ.).
- Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progr. Mat. Sci.* 2006. Vol. 51, pp. 881–981.
- Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Grain structure, geometrically necessary dislocations and second-phase particles in polycrystals of micro- and mesolevels. *Physical Mesomechanics*. 2009. Vol. 12, no. 5–6, pp. 280–292.
- Kozlov E.V., Popova N.A., Koneva N.A. Size effect in the dislocation substructure of metal materials. *Fundamental'nye problemy* sovremennogo metallovedeniya. 2009. Vol. 6, no. 2, pp. 14–24. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Popova N.A. Influence of grain size and fragments on the dislocation density in metallic materials. *Fundamental'nye problemy sovremennogo metallovedeniya*. 2010. Vol. 7, no. 1, pp. 64–70. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Popova N.A. etc. Effect of a grain size on defects density and internal stresses in submicrocrystals. *Mat. Sci. Forum.* 2010. Vol. 633–634, pp. 121–128.

- Koneva N.A., Popova N.A., Kozlov E.V. Critical grain sizes of micro- and mezolevel polycrystals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences; Physics.* 2010. Vol. 74, no. 5, pp. 592–596.
- Kubin L.P., Fressengeas C., Ananthakrishna G. Collective behavior of dislocations in plasticity. In: *Dislocations in Solids*. Vol. 11. Nabarro F.N.R. and Duesbery M.S. Eds. Amsterdam, Tokyo: Elsevier, 2002, pp. 101–192.
- 22. Kuhlmann–Wilsdorf D. Phil. Mag. 1999. Vol. 79, no. 4, pp. 955–1008.
- Koneva N.A., Popova N.A., Kozlov E.V. Critical grain sizes of micro-and mezolevel polycrystals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences*: Physics. 2010. Vol. 74, no. 5, pp. 592–596
- Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Koneva N.A. Dislocation physics in the multilevel approach to plastic deformation. *Physical Mesomechanics*. 2011. Vol. 14, no. 5–6, pp. 283–296.
- **25.** Kozlov E.V., Koneva N.A., Zhdanov A.N. etc. Structure and deformation resistance of fcc of ultrafine-grained metals and alloys. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2004. Vol. 7, no. 4, pp. 93–113. (In Russ.).

- Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Zhdanov A.N. Severe plastic deformation of copper: The state of grain boundaries and their triple junctions. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2010, no. 10, pp. 867–873.
- Kozlov E.V., Koneva N.A., Teplyakova L.A. etc. Contact and barrier dislocation resistance and their effect on characteristics of slip and work hardening. *Mat. Sci. Eng.* 2001. Vol. A319–321, pp. 261–265.
- Koneva N.A., Kozlov E.V., Popova N.A. Fedorisheva M.V. etc. Structure of triple junctions of grains, nanoparticles in them and bending-torsion in metal nanopolycrystals. *Mat. Sci. Forum.* 2008. Vol. 584–586, pp. 269–274.
- *Acknowledgements*. The work was performed as part of the state tasks of the Russian Ministry no. 3.295.2014/K.

Received September 2, 2014

# К 80-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ ЛЕОПОЛЬДА ИГОРЕВИЧА ЛЕОНТЬЕВА



1 декабря 2014 г. исполнилось 80 лет академику РАН Леопольду Игоревичу Леонтьеву, крупному ученому и видному организатору российской металлургической науки. Л.И. Леонтьев родился в Свердловске. Его научная деятельность в основном связана с Институтом металлургии Уральского отделения РАН, куда он был направлен на работу в 1957 г. после окончания с отличием металлургического факультета Уральского политехнического университета им. С.М. Кирова и где прошел путь от старшего лаборанта до директора Института. После ухода с должности директора Института в связи с возросшим объемом работ по управлению земельно-имущественным комплексом РАН, обязанности по руководству которым были на него возложены как на члена Президиума РАН, Л.И. Леонтьев продолжает заниматься научной деятельностью в ИМЕТ УрО РАН, в ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН и в Институте проблем химической физики. Он автор более 500 публикаций, 6 монографий, 100 авторских свидетельств на изобретения и патентов. Его научная деятельность в основном связана с разработкой физико-химических основ комплексного передела поликомпонентных руд, созданием научно-обоснованных экологически безопасных технологий их переработки. Под его руководством разработаны и смоделированы варианты интенсификации процессов восстановления металлов путем предварительного изменения структуры соединений, комбинации восстановителей и др. Особого внимания заслуживают разработанные Л.И. Леонтьевым нетрадиционные способы пирометаллургического передела комплексных руд без образования шлаковых расплавов с использованием принципа селективного восстановления при умеренных температурах и относительно низких энергетических затратах. Большой вклад внесен в теорию и практику подготовки железорудного сырья к металлургическому переделу.

Научные достижения Л.И. Леонтьева отмечены Государственной премией РФ в области науки и техники, двумя Премиями Правительства РФ, Премией им. И.П. Бардина РАН. Он награжден орденами «Трудового Красного Знамени» и «Почета», а также медалью в ознаменование столетия со дня рождения В.И. Ленина. Вместе с академиком Н.А. Ватолиным он стоял у истоков зарождавшейся в Институте инновационной деятельности. В 1998 г. в Екатеринбурге был создан инновационно-технологический центр «Академический», научное руководство которым возглавил Л.И. Леонтьев. Им был также организован «Уральский центр трансфера технологий». Леопольд Игоревич ведет большую работу по воспитанию научных кадров: в 1987 – 1998 гг. – профессор, заведующий кафедрой УГТУ-УПИ, в течение ряда лет профессор кафедры экстракции и рециклинга черных металлов НИТУ «МИСиС». Под его руководством защищены 2 докторских и 10 кандидатских диссертаций. Он инициатор создания совместного с УГТУ-УПИ научнообразовательного центра в рамках ФЦП «Интеграция».

В 1993 г. Л.И. Леонтьев был назначен Первым заместителем министра Министерства науки и технической политики РФ (1993 – 1996 гг.). В 1996 – 1998 гг. он – Первый заместитель председателя УрО РАН по научной работе. В настоящее время Л.И. Леонтьев – советник РАН, член Президиума НЦЧ РАН, член бюро Отделения химии и наук о материалах, Председатель Экспертного совета по присуждению премий Правительства РФ в области металлургии, Председатель Научного совета РАН по металлургии и металловедению, член редколлегий ряда академических и отраслевых журналов.

Редакционная коллегия журнала «Известия вузов. Черная металлургия» сердечно поздравляет Л.И. Леонтьева, нашего постоянного автора, с юбилеем и желает ему здоровья и новых научных успехов на благо нашей страны.

Над номером работали:

Юсфин Ю.С., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Попова Т.Е., младший редактор

Подписано в печать 2.02.2015. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4449. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС. 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4. Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35