

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

№ 3, 2015

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 58

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЮСФИН Ю.С.

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

Заместитель главного 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)

КОСЫРЕВ К.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 промышленности, 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 «ЕВРАЗ 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@misiss.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 (Kumai)

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 "TsNII Chernmet 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 Industry"* (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)

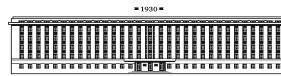
SPEIDEL M. (Swiss Academy of Materials, Switzerland)

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

Founders:



National Research
Technological University "MISIS"



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@misiss.ru
www.fermet.misis.ru

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.

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya – Ferrous metallurgy" is registered
in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications **PI number FS77-35456**

СОДЕРЖАНИЕ

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ

- Лейс Брайан Н. Приостановление распространения деформации в магистральном трубопроводе. Сообщение 2. (англ.) 149

РЕСУРСОБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Герцык С.И., Туктаров Д.Б. Зависимость концентрации оксидов азота в уходящих газах от способа формирования топливно-воздушной смеси 162

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Конашков В.В., Цепелев В.С., Чикова О.А., Белоносов А.В. Связь механических свойств литых изделий из стали 40X24H12CЛ с их микроструктурой и вязкостью расплава 167
- Герасимова А.А., Радюк А.Г., Титлянов А.Е. Создание диффузионного слоя на узких стенках кристаллизаторов МНЛЗ с использованием алюминиевого газотермического покрытия 174
- Боровых М.А., Чикова О.А., Цепелев В.С., Вьюхин В.В. Об оптимальном режиме температурно-временной обработки жидких сталей 32Г1 и 32Г2 177
- Малышева Т.Я., Павлов Р.М., Мансурова Н.Р., Деткова Т.В. Влияние природного рудообразования на минеральный состав и холодную прочность офлюсованных железорудных агломератов 180

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Логинов Ю.Н., Бабайлов Н.А., Первухина Д.Н. Физическое моделирование валкового прессования при несимметричном воздействии на уплотняемый материал 186

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Баранов Г.Л. Анализ контактных напряжений в зоне очага пластической деформации со знакопеременными силами трения 192
- Лоза А.В., Чигарев В.В., Рассохин Д.А., Шишкин В.В. Исследование деформаций в концевых сляках при непрерывной разливке стали 197

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

- Александров А.Г., Ливаткин П.А., Положенцев К.А. Построение модели процесса управления напряжением вакуумной дуговой печи. Сообщение 1 203

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Кожухов А.А., Ткачев А.С., Мельников Е.Н. Экспериментальное изучение влияния полого (трубчатого) электрода на характер горения электрической дуги в дуговой сталеплавильной печи 207
- Беляевских А.С., Русаков Г.М., Лобанов М.Л. Формирование специальных границ в ОЦК-металлах при больших степенях одноосной деформации 210
- Захарова Е.В., Татарникова С.С., Быков Е.П. К вопросу оптимизации управления нагревом металла в нагревательных печах периодического действия 212
- Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Формирование композитного боридного покрытия на стали при микродуговой химико-термической обработке 214

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3

CONTENTS

HIGH-STRENGTH STEEL FOR POWER ENGINEERING

- Brian N. Leis. Arresting propagating shear in pipelines. Part 2. 149

RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

- Gertsyk S.I., Tuktarov D.B. Dependence of nitrogen oxides concentration in smoke gases from the method of forming of fuel-air mixture 162

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Konashkov V.V., Tsepelev V.S., Chikova O.A., Belonosov A.V. Correlation of mechanical properties of ingots of steel GX40CrNiSi25-12 with their microstructure and melt viscosity 167
- Gerasimova A.A., Radyuk A.G., Titlyanov A.E. Creating a diffusion layer on the narrow sides of the mold of continuous casting machine using aluminium thermal spray coatings 174
- Borovykh M.A., Chikova O.A., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V. The optimal method of temperature-time processing of liquid steels 32G1 and 32G2 177
- Malysheva T.Ya., Pavlov R.M., Mansurova N.R., Detkova T.V. Effect of natural ore formation on mineral composition and cold strength of iron ore fluxed agglomerates 180

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

- Loginov Yu.N., Babailov N.A., Pervukhina D.N. Physical modeling of roll pressing at asymmetric effect on the sealing material 186

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- Baranov G.L. Analysis of the contact stresses in the zone of plastic deformation with sign- variable friction forces 192
- Loza A.V., Chigarev V.V., Rassokhin D.A., Shishkin V.V. Research of deformations in final slabs at continuous casting of steel 197

INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

- Aleksandrov A.G., Livatkin P.A., Polozhentsev K.A. Creating a model of voltage control in vacuum arc furnace. Report 1 203

BRIEF COMMUNICATIONS

- Kozhukhov A.A., Tkachev A.S., Mel'nikov E.N. Experimental study of the influence of hollow (tubular) electrode on nature of electric arc burning in EAF 207
- Belyaevskikh A.S., Rusakov G.M., Lobanov M.L. The special grain boundaries formation in BCC metals during strong uniaxial deformation 210
- Zakharova E.V., Tatarinova S.S., Bykov E.P. Optimizing the control of metal heating in batch heating furnaces 212
- Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Formation of composite boride coating on steel at microarc thermochemical treatment 214

УДК 669.018.298.3

ARRESTING PROPAGATING SHEAR IN PIPELINES (Part 2. See no. 1, 2015 for part 1)

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

B. N. Leis, Consultant Inc.
(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.

Alternative concept to quantify propagating shear

Insight into the question of where to start follows from several observations. First, in reference to the CAGSL data it appears that issues with fracture-based approaches became evident as toughness increased even before the BTCM was published. Second, in comparing the results in Fig. 5 and 6 (see no. 1, 2015) it is apparent that issues with the BTCM also develop when predicting the arrest requirements at CVN energy levels well within its calibration database. Finally, beyond some threshold CVN energy level failure under quasi-static conditions is controlled by plastic collapse rather than fracture [e.g., 1]: by analogy it is reasonable to expect that the same occurs under dynamic conditions. Along with the observation that collapse solutions are much simpler than fracture analysis, the discussion to this point indicates that it is best to consider the phenomenology of propagating shear from the earliest records available. Accordingly, archival records that included high-speed films taken of the early full-scale experiments have been gathered and evaluated, as have related data on the steels used and the testing conditions.

The phenomenology of propagating shear for 1960s line pipe steel

Segments of the film archive for key tests done in the late 1960s and early 1970s were located and digitized

for purposes of other reporting while the author was employed by Battelle. Image-capture software was used to extract images of incipient shear propagation from those films and analyzed sequentially as the basis to characterize the phenomenology that underlay the BTCM.

The image introduced earlier as Fig. 7 (see no. 1, 2015) has been extracted as just outlined and is instructive for present purposes. This image came from film of what became known as a ‘West-Jefferson’ (WJ) test. The process used to initiate failure in this WJ test is comparable to that used to initiate propagating shear in the early full-scale tests. While this trigger event for full-scale propagating shear tests has changed over time, the outcome of all such tests regardless of how they are initiated is a propagating shear failure. The only differences between a full-scale test and a WJ test is that 1) a shorter length end-capped pup is used, and it is not axially restrained by thrust-blocks as is typical for most full-scale test setups. On this basis, the phenomenology local to the shear process zone prior to axial instability of the defect in Fig. 7 (see no. 1, 2015) is comparable to the usual outcome in a full-scale propagating shear test. The resulting shear process zone translates down the pipe as it forms in the wake of the propagating plastic wave that is triggered by the rupture. Accordingly, once the pipe ruptures there is little difference between these process zones, aside from minor differences in the dynamic nature of the stress-strain field in the full-scale test. Such dynamic response could diminish the magni-

tude of the stretch in the shear process zone relative to that in the quasi-static situation prior to rupture in a WJ test.

The key feature of interest in Fig. 7 (see no. 1, 2015), aside from the crack extension from 3.3 inches (84 mm) in total length up to about 5.6 inches (142 mm) as discussed earlier, is the presence of the axial through-wall (TW) thinning (strip-yield/necking) evident in the plane of the defect. This view shows the damage state at this TWD well prior to ‘instability’ in terms of axial growth, as the length of TWD evident in this image extended still further via stable tearing. This image is one of 100s captured from the digitized films. Sequentially stepping through these images from the start of the pressurization shows that the initial TWD extends stably along the axis of the pipe. This stable extension develops as a consequence of TW (plastic) collapse (TWC), which as noted above is evident as necking – which creates a strip-yield zone. As the pressure rises, the incipient shear failure lengthens, until axial instability ensues when the TWC zone reaches its critical length. Once shear failure initiates, the shear failure extends axially in the wake of this TWC zone, which advances along the pipe in the wake of the propagating plastic wave. For the WJ result illustrated in Fig. 7 (see no. 1, 2015), the total TWC zone length (i.e., notch plus the stable tearing plus the TWC zone) increased up to 10.6 inches (269 mm) prior to shear instability. This critical length TWC zone then extended dynamically, via shear, along the length of the test pipe or until the conditions for arrest were satisfied. When needed, the energy to sustain axial growth in these early tests came from a ‘gas cap’ that filled a few percent of the pipe’s capacity.

The flow properties for the pipe used in Test 18-8 were typical of the NG-18 TWD database and much of the line pipe then in service, as evident in the ratios of $AYS/SMYS = 1.165$ and $Y/T = 0.75$. The CVN response for this pipe steel is presented in Fig. 14, with part *a* being in US units, while part *b* is in SI units. At the test temperature of 26 °F (3.3 °C) Fig. 14 indicates that the TWD in this

pipe was operating well below its 85-percent CVN SATT (~120 °F {48.9 °C}). However, because this pipe has a relatively high CVP energy, in spite of being well below the SATT, related analysis using the Pipe Axial Flaw Failure Criterion [2] (PAFFC) at the resistance for the test temperature remains sufficient to ensure collapse controlled failure. The tendency to fail via plastic collapse evident in Fig. 7 (see no. 1, 2015) thus is not a surprise.

A sequence of images like that in Fig. 7 (see no. 1, 2015) shows a TWC zone that developed to a critical length and then became axially unstable, such that a propagating shear failure ensued – even for this 1964 vintage line-pipe steel operating well below its SATT. As such, failure occurred by a plastic collapse mechanism, not a fracture-controlled process. Significant in this context is that the same phenomenology is evident for modern high-toughness high-strength steels so long as collapse controls failure. This is evident in Fig. 15, reproduced from the work of Prof. Alexandr Glebov [3], as presented at the ‘Fracture Roundtable’ held in conjunction with the 2013 Microalloyed Steels Symposium in Moscow.

Fig. 15 when compared to the image presented in Fig. 7 (see no. 1, 2015) shows the same tendency to form a TWC zone in a large-diameter post-Millennial Grade 551 (X80) pipe whose wall is more than an inch (2.54 mm) thick. Because of the heavy wall, plane strain develops for the case shown in Fig. 15 as compared to plane stress for the thin-wall pipe shown in Fig. 7 (see no. 1, 2015). As discussed later in detail, this means that the TWC zone in the heavy-wall pipe is much smaller and so dissipates much less energy as compared to Fig. 7 (see no. 1, 2015) – were all else equal. In this context, the TWC concept provides a bridge from the lower grades and FSE CVN energies of the 1970s into the post-Millennial scenario involving higher-strength grades and much FSE CVN energy levels. This bridge appears relevant so long as the governing mechanism is largely ductile and leads to shear propagation.

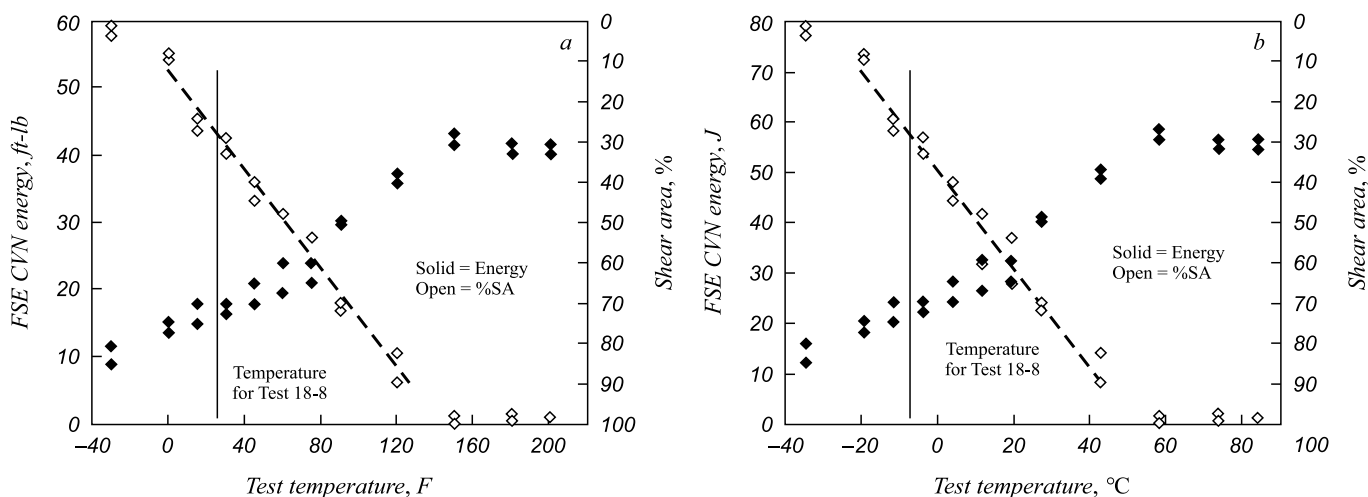


Fig. 14. FSE CVN transition curves for the pipe in Test 18-8:
a – US units; b – SI units



Fig. 15. TWC-controlled propagating shear evident in heavy-wall post-Millennial Grade 551 (X80) pipe

The just-discussed TWC zone continues to deepen and lengthen as the pressure increases toward the limit pressure. The pipe ruptures once this TWC zone reaches its critical length and depth, and thereafter propagates in the wake of the plastic wave that is triggered by rupture of the pipe. Failure through the net ligament via unstable shear gives rise to its axial propagation along the pipe. Conversely, arrest occurs when the ligament remains stable, either because the steel has sufficient strain capacity to support the imposed deformation, which can occur if sufficient dissipation has slowed the plastic wave speed, or the steel's inherent strain capacity exceeds the imposed strain demand.

Because the TWC zone and unstable shear propagate in the wake of the axial plastic wave, the speed of that wave controls the maximum speed of the propagating shear, which in turn is a function of the plastic dissipation that develops as that wave propagates. That dissipation develops in a 3-D strain field that grows in and ahead of the TWC zone and around the pipe – spreading all the more as the TWC zone slows until arrest occurs. Fig. 16 schematically captures this TWC-controlled propagating shear failure mechanism.

Implications of TWC-controlled propagating shear

In view of Fig. 7 (see no. 1, 2015) and the above discussion, propagating shear continues until the speed of the decompression front exceeds the speed of the propagating shear instability, which depressurizes the pipe below a critical level, leading to arrest. Propagating shear failure occurs through plastic collapse, with the through-thickness flow properties of the steel controlling the resistance to TW

shear. The in-plane properties affect the spread of plasticity, which dissipates energy that slows the speed of the plastic wave, and the speed of the TWC zone that grows in its wake.

What has been considered a 'crack' in the context of fracture mechanics thus is the separation due to failure in the wake of the propagating shear process zone. Under this concept, fracture parameters that relate to a 'crack-tip' process zone do not control failure nor affect it in any way. This is because the 'crack' forms in the wake of the TWC shear process zone and is a consequence of the collapse-controlled failure process, rather than a driver for the process. Control is affected in the context of plastic collapse, which in turn depends on the 3-D strength and flow properties of the steel. This TWC zone develops well ahead of what is considered in a fracture mechanics setting "the crack-tip field" – in which case crack-growth resistance is a secondary consideration.

In contrast to TWC control, if the dissipation remote to the crack-tip field diminishes because the inherent resistance to strain for the steels involved decreases, then a transition to fracture control occurs – with transitional response occurring between the limits of TWC and Fracture control. In such cases, the resistance to crack advance is dictated by the energy dissipated in creating new crack surface. In the limit, this scenario tends to brittle fracture.

Where increasing "toughness" is a surrogate for increasing through-wall strain capacity and resistance to TWC, dissipation remote to the crack-tip field becomes dominant. Thus, for TWC controlled propagation the usual fracture parameters are not consequential, nor is an understanding

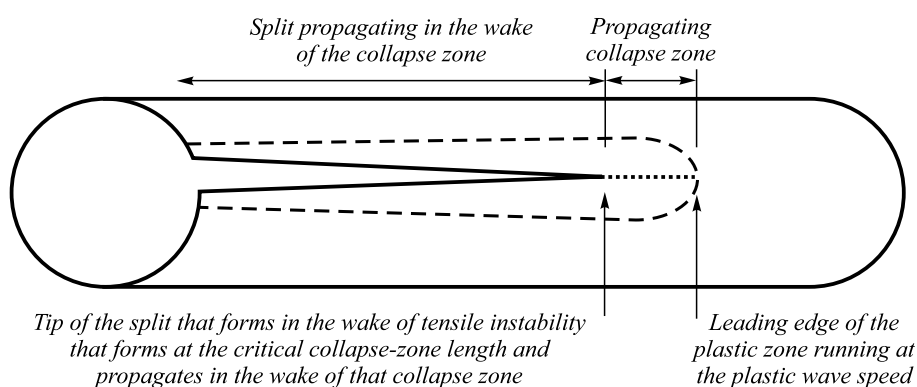


Fig. 16. TWC-controlled propagating shear failure mechanism

of their role essential to quantify propagating shear under this alternative TWC view of the phenomenology¹. This observation opens to two critical questions. First, if fracture does not control, how or why has a fracture-based formulation like the BTCM proven successful in predicting fracture arrest requirements – albeit with scatter and errors that require correction factors? Second, if collapse controls, what are the steps to formulate a first-order model, and what parameters appear relevant in quantifying resistance to propagating shear? These questions are considered next.

While issues with the fracture-based approach to quantify propagating shear were apparent before the BTCM was published in 1974 [4], and a sequence of images for Test 18-8 similar to that in Fig. 7 (see no. 1, 2015) had been published and discussed by Battelle authors [e.g., 5], the view that fracture controlled the process was never questioned – at least in writing. Successfully resolving brittle propagation in the late 1950s through use of fracture concepts appears to have cemented fracture concepts as the basis for their analysis of propagating shear. The absence of a significant role of plasticity as was apparent for the CVN data in Fig. 14 likely also was a factor. Against this backdrop, it remains to address the first of the critical questions: how or why a fracture-based formulation like the BTCM could prove successful in predicting ‘fracture-arrest requirements’ if fracture did not control the process? Thereafter the second critical question is addressed.

How/why has the BTCM succeeded if fracture does not control?

One plausible explanation for the continued ‘successful’ use of the BTCM is that its success was more perception than reality, with predictive scatter and/or errors that required correction factors invoked in support of this assertion. Fig. 5 and 6, as well as Fig. 9 and 11 (see no. 1, 2015), make clear that scatter has been an issue from the outset. As the scatter evident in laboratory CVN testing can contribute much of the scatter evident in those figures, one might argue that scatter masks potentially significant model errors, like that discussed in regard to Fig. 8 (see no. 1, 2015). One could equally argue that because of the scatter evident in any laboratory fracture test, it is difficult to quantify the extent to which the BTCM errs in predicting arrest toughness. On this basis it is difficult to invoke scatter as a compelling explanation for the success of the BTCM.

The need for correction factors to correctly predict arrest toughness has been evident for the BTCM since the mid-1970s. Successful predictions using the BTCM coupled with the LCF might be viewed by some as proof of the shortcomings evident for the BTCM. In contrast, others

could view it as support for the use of fracture concepts, because that correction is explicitly coupled to fracture-based energy dissipation in a CVN test. Thus, as for scatter, the need for correction factors must be discounted as the explanation for how the fracture-based BTCM could be perceived as successful since its introduction in the 1970s.

With the assertion of perceived success in the use of the BTCM since the 1970s discounted, rational alternatives for its continued use and apparent successes were sought. One pragmatic view for its continued use lies in the absence of a simple/practical alternative – but that does not address the question of how a fracture-based model correctly predicts if collapse controls shear propagation. A simple, answer for its successful predictions follows directly in regard to Eq. 3 (see no. 1, 2015), and its related assumptions [4, 6–8]. This equation is central to the BTCM, as it quantifies ‘fracture velocity’ – one of the ‘two curves’ in this two-curve model. As noted in earlier discussion, Eq. 3 modifies the plastic wave speed in regard to the flow properties of the steel, and the steel’s resistance to propagating shear. If collapse controls rather than fracture and ‘fracture velocity’ was correlated through Eq. 3 to CVN energy as a metric of ‘fracture resistance’, then the CVN energy must be a surrogate for flow properties that quantify the resistance to plastic collapse.

Addressing how or why the BTCM could prove successful thus can be established by demonstrating that the CVN energy correlates with metrics of plastic collapse. Fig. 17, *a* explores this possibility in regard to true-fracture ductility, ϵ_f , while Fig. 17, *b* considers surrogacy relative to true-fracture toughness, $\epsilon_f \cdot \sigma_f$, approximated as $\epsilon_f \cdot \text{UTS}$.

Fig. 17, *a* presents literature data as trended by Gray [9] in the early 1980s. As the symbol key indicates, these results cover a broad range of steel types and processing histories, and include materials comparable to line pipe steels – all on one plot. While the data are scattered, which reflects the inclusion of a broad range of steels, the bounding trends on linear scales indicate that true-fracture ductility, ϵ_f , varies with CVP in a manner consistent with a power-law or logarithmic relationship.

The results Fig. 17, *b* involve data subsequently developed and trended by Leis [10], in the early 1990s. While that work focused on the energy trending discussed earlier in regard to Fig. 10 (see no. 1, 2015), it also assessed the interdependence of the flow and fracture properties of line pipe steels. Properties were developed for Grade 482 (X70) and Grade 551 (X80) produced in heavier-wall sections in the late 1980s and early 1990s, as well as a series of lower-strength pipe grades that were produced back into the early 1960s. The results shown in Fig. 17, *b* indicate a clear logarithmic dependence of true-fracture toughness, approximated as $\epsilon_f \cdot \text{UTS}$, on the CVP energy, and indicate that processing can strongly affect that relationship. The anomalous results developed for the case of X80 pipe that had been produced from plate that had been controlled rolled but not accelerated cooled.

¹ Clearly, a fully general NLFM formulation could be developed that embeds this remote dissipation. However, as NLFM solutions are much more complex than collapse solutions where nominal plasticity occurs, and the energy dissipated within the usual view of the crack-tip field is a small fraction of the total in such cases, the virtue of a collapse-based approach becomes transparent.

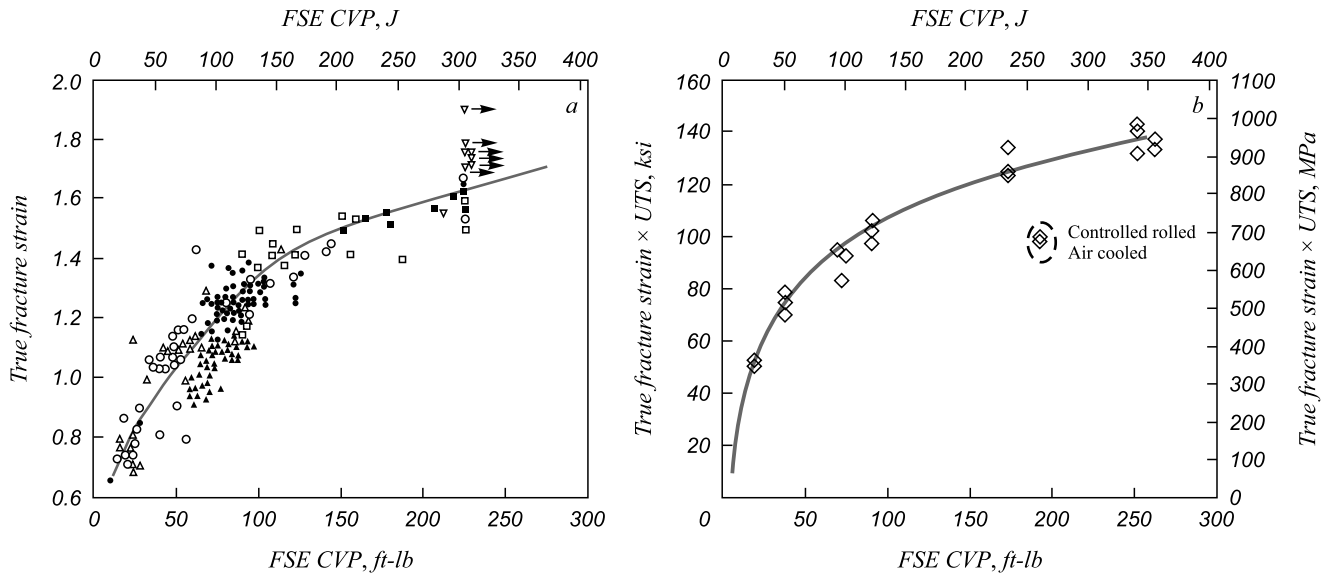


Fig. 17. CVN surrogacy for the plastic-flow response of many steels:
 a – for ϵ_f ; b – for $\epsilon_f \cdot UTS$; $\blacktriangle$ – 0.20 C, 1.2 Mn, 0.07 V Plate 1" & 2" Thick; $\bullet$ – 0.02/0.05 C Cb–Mo–B 1/2" Plate–Acicular Ferrite;
 $\square$ – 0.02/0.05 C Cb–Mo–B 1/2" Plate–Polygonal Ferrite; $\circ$ – No–Cr–Mo (HY 130) –Various Thick; $\blacksquare$ – Mn–Ni–Cb 1/2" Plate;
 ∇ – Low C–Cb 1/2" Plate; Δ – 18 Different Steels

It follows in view of Fig. 17 that the CVN energy used to represent the resistance to propagating shear in the BTCM functions as a surrogate for flow properties in a collapse-controlled model of propagating shear. In this context, empirically calibrating what was considered to be a ‘fracture’ velocity relative to CVN energy is no different than calibrating the speed of propagating shear relative to the flow properties. Given that the phenomenology evident in Fig. 7 (see no. 1, 2015) indicates collapse controls rather than fracture, Fig. 17 indicates that the BTCM should succeed in correctly predicting ‘fracture’ arrest. Success in this context is not fracture based, but collapse based. Not coincidental in this context is the observation that the nonlinear bent-over trend evident in Fig. 9 (see no. 1, 2015) for the AISI model, which is characteristic for all CVN-based ‘arrest’ models [11], closely matches the same bent-over trend evident for the flow properties in Fig. 17. The same is true, although not illustrated here in regard to the trend for the LCF as a function of CVN energy. Thus, success for the BTCM in conjunction with the LCF is anticipated – because the BTCM quantified arrest resistance using CVN energy – which correlates with metrics of plastic collapse (and strain-based design).

The observation that the BTCM coupled with LCF led to successful arrest predictions for a wide range of data in Fig. 11 (see no. 1, 2015) using CVN energy as the measure of ‘fracture resistance’ suggests that the same conclusion might be drawn if the drop-weight tear test (DWTT) had been used in lieu of the CVN test. Fig. 18, which shows DWTT energy as a function of the CVN energy, suggests this is unlikely – as ‘fracture’ energy appears badly scattered between these two test practices. Significant in this context is the fact that the DWTT practice was developed to indicate fracture mode, not fracture energy, whereas the

CVN practice had emerged many decades earlier and has been standardized to quantify fracture resistance relative to the observed shear area.

Which parameters quantify resistance to propagating shear?

The answer to the first of the two critical questions posed earlier, as just discussed, provides insight into the answer to the second critical question: which parameters quantify the resistance to propagating shear? Because plastic dissipation acts to slow the TWC zone and the plastic wave speed, high values of true-fracture toughness approximated as $\epsilon_f \cdot UTS$ provide a win-win combination to resist the TW collapse-

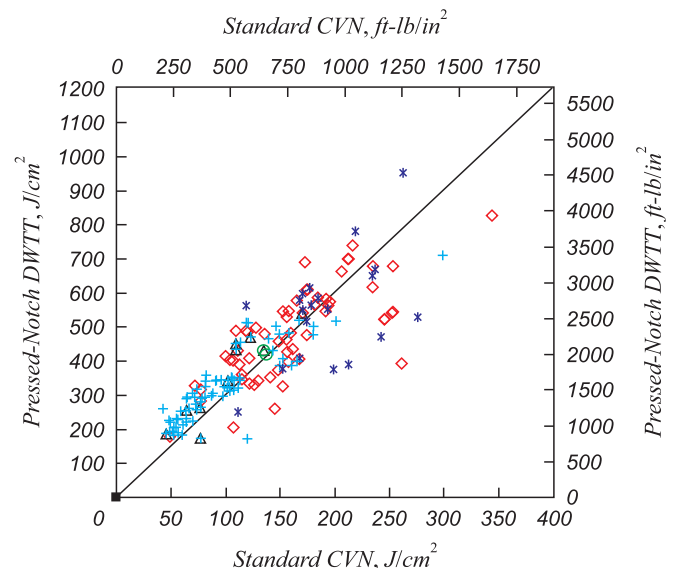


Fig. 18. DWTT energy as a function of CVN energy (100 % shear-area):
 Δ – X52 and lower; $+$ – X60 & X65; $\diamond$ – X70 & X75; $\times$ – X80;
 $\circ$ – X90; $\blacksquare$ – Throw Energy

controlled failure, and to dissipate energy as the means to arrest propagating shear, as follows. Earlier discussion regarding Fig. 13 (see no. 1, 2015) also shows that Y/T , or more specifically the strain-hardening exponent, is an important metric in discriminating response.

Delaying TWC is equivalent to reducing the speed of propagating shear, which ultimately leads to its arrest. Thus, parameters that relate directly to delaying TWC are first-order metrics of the resistance to propagating shear.

The phenomenology and alternative TWC concept indicate that collapse through-wall is delayed by the ability to sustain circumferential strain, ϵ_c . The isochoric (constant volume) requirement of plasticity theory [e.g., 12] (viz, no plastic work is done by the spherical component of the stress tensor) is critical in this context. That requirement means that the amount of circumferential strain is limited if deformation that occurs in the other orthogonal directions is accommodated other than by plastic flow, the extent to which depends on the local stress state. Thus, what have been termed ‘splits’ or ‘laminations’ – which can accommodate the through-thickness thinning prior to TWC by physical separations² rather than by homogeneous deformation – act to limit ϵ_c . As illustrated in Fig. 19, such splits can be evident in fracture tests as well as mechanical properties tests. The images in Fig. 19, *a* and *b* are full-thickness views of separations in different mid-1990s vintage X70

pipes with 0.560 nominal wall thickness. The images in Fig. 20, *a* and *b* are views of separations in different post-millennial heavy-wall X70 pipes.

The larger the volume occupied by the separations, where volume is integrated across the size (length and width) of the splits and the number of splits formed, the smaller the circumferential stretch – all else being equal. This limit in circumferential strain reflects a mechanics-driven limitation to flow, which applies in spite of the steel’s potential capacity to sustain further hoop strain. Accordingly, a high value of true-fracture ductility (uniform strain capacity) in the through-thickness direction, ϵ_{tf} , is equal or possibly more important in delaying TWC to slow propagating shear than is a high value of true-fracture ductility (uniform strain capacity) in the circumferential direction ϵ_{cf} . It follows that eliminating splits is essential to propagating shear resistance within a plastic-collapse framework. While not new insight for those that develop steels, the practical benefits that derive from eliminating or significantly reducing the frequency and size of splits now can be quantified directly.

The ability to strain uniformly in the through-thickness direction to develop a large value of ϵ_c provides time for the spread of plasticity around and ahead of the shear process zone – which affects dissipation and acts to slow the TWC zone such that arrest can occur. The ability to sustain uniform strain in the axial direction (i.e. sustain large ϵ_l) is also important, as the length of this zone in contrast to that forming circumferentially is large, which indicates that ϵ_l also is important. The length of the plastic zone that forms at the TWD in the wake of the plastic wave cannot become

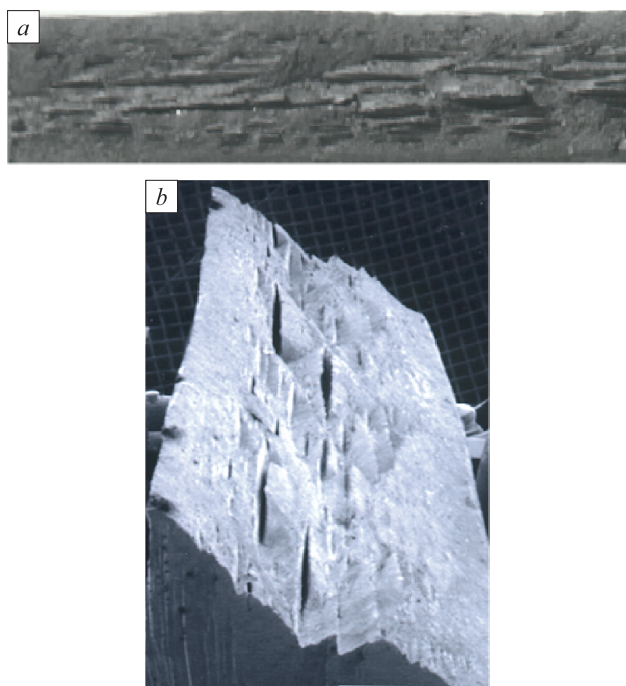


Fig. 19. Ductile separations in full-scale tests: different mid-1990s X70 pipes; $t = 0.560''$ (14.2 mm):

a – on a shear plane, in a full-scale test;
b – perspective view on a shear plane in test pipe

² Separations, splits, laminations, as they have been called have been cited as limiting fracture resistance in that literature for decades, so this mechanics-based outcome provides a rationale that cross-cuts both technologies.

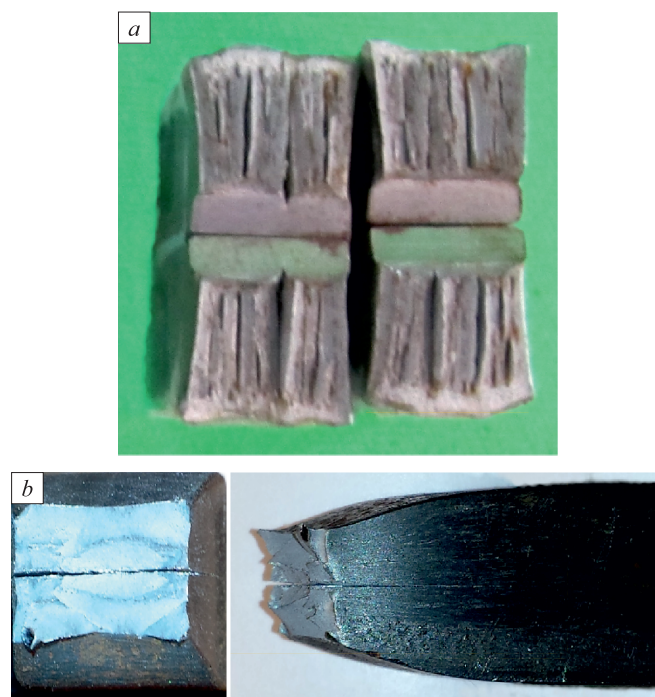


Fig. 20. Illustrations of ductile separations in standard properties test specimens:

a – on the failure plane in full-size CVN tests;
b – on the failure plane in tensile tests, $t = 0.750''$ (19 mm)

large unless the strains in the other two orthogonal directions also become large – so the uniform strain capacity the axial direction is secondary. However, because the length of the axial plastic appears to be very large, even though the longitudinal strain is small compared to the through thickness and circumferential components, it can contribute significantly to the dissipation that slows the TWC zone, such that arrest can occur.

High values of the UTS work in complement to the through thickness and circumferential strains, as increased hoop stress capacity provides increased pressure capacity prior to local shear instability – all else being equal. High values of the UTS thus facilitate the role of high hoop and through-thickness strain capacity to spread plasticity. It follows that a high value of true-fracture toughness approximated as $\epsilon_f \cdot \text{UTS}$ is a win-win scenario where the focus is energy dissipation – as this combination directly resists collapse-controlled failure and so the arrest of propagating shear – with due consideration of the directional dependence of this metric. In regard to the UTS, its value relative to that of SMYS depends on the strain-hardening exponent, n . Values of n that lead to a lower value of Y/T reflect increased strain hardening and promote increased stress relative to the same total strain, such that more energy is dissipated all else being equal. In this regard, a high value of the exponent ' n ' coupled with a high value of $\epsilon_f \cdot \text{UTS}$ is an even better scenario.

Several aspects bear emphasis regarding the trend in Fig. 17, *b* and its implications relative to collapse-controlled arrest of propagating shear. First, while a correlation is clearly evident, there is scatter – with microalloying and processing that can affect both separations and the inherent directional strain capacity potential causes that must be understood. This is true both for the flow and fracture properties as measured in laboratory tests relative to Fig. 16, 18, and 20, and for the full-scale testing. Second, the mechanical properties that underlie Fig. 17, *b* reflect the quasi-static transverse (T) round-bar uniaxial tension stress-strain response, while fracture is represented by the transverse-long (TL) CVP energy – each of which open to several related aspects. Clearly round-bar uniaxial T response is not indicative of the behavior in the other two orthogonal directions, with significant differences possible depending on the steel involved. This is particularly the case in the through-thickness direction, which is a topic for later discussion. Likewise, round-bar response is not indicative of the full-thickness response, not only in terms of the volume or location of the steel it samples but also in regard to the orthogonal response. The use of the full thickness tensile tests would lead to higher through-thickness stress that could promote separations³, which in a shear propagation context would

limit the thinning process and the spread of plasticity that promotes dissipation leading to arrest.

A third aspect of concern is that the strain rate in the usual tension test is orders of magnitude less than that in the through-thickness or circumferential directions within the shear process zone, which could act to localize or change the mode of failure, and so alter the specific data that develop from such testing. It is for this and related reasons – like the role of splitting on the local mechanics that can limit stretch – that attempts to develop correlations between DWTT and CVN test results become scattered and so difficult to establish. Fourth, as the ability to sustain through-thickness strain increases in association with certain processing practices, the extent of stretch in the orthogonal directions increases. While this 3-D aspect is not assessed in the context of Fig. 17, *b*, it is critical to shear propagation as it promotes increased the in-plane stretch around and ahead of the shear zone, which promotes dissipation leading to arrest. Finally, in light of the results in Fig. 10 (see no. 1, 2015) and the plastic-collapse controlled phenomenology evident in Fig. 7 (see no. 1, 2015) (and schematically in Fig. 16), the CVN energy was an effective surrogate for the flow response because it increasingly reflects the role of plastic flow as the toughness increases. In light of the scatter between CVN energy and pressed-notch DWTT energy evident in Fig. 18, it is not clear that such would be the case for DWTT energy. Using notch treatments to affect reduced plasticity and initiation (or deformation) energy in the DWTT diminishes the role of plasticity that otherwise makes the CVN test a viable surrogate for collapse-control. It follows that such notch treatments could not improve the predictive outcome of the BTCM were it based initially on DWTT results.

Stress state and wall thickness are key aspects

As noted above, stress state can influence the role played by splits via the isochoric assumption, which is a direct indication of the role of stress state. If fracture mechanics can be taken as an analog for the circumstances that exist in the wake of the propagating plastic wave and TWC zone, then one can further infer that stress state will play a role in the scale of the plastic field that contains the shear process zone. An equally critical role for pipe wall thickness also emerges in this context. Fracture mechanics texts generally present images such as those shown in Fig. 21 as the basis to illustrate the role of stress state. Because the concepts in Fig. 21 are widely considered in textbooks, suffice it here to simply highlight the important aspects.

First, plane stress develops under local conditions that favor unconstrained flow, which occurs at the free surfaces and so favors thin-walled pipe applications. Plane stress develops on shear planes that form symmetrically at 45° through the thickness of the pipe wall, which gives rise to axial through-wall thinning local to the TWD that initiates propagating shear. In contrast, the other idealized

³ This is not to imply that only full-thickness strap specimens are prone to separations, because they also form under the stressing conditions in round bars – and will in any setting where the stress perpendicular to the rolling direction exceeds the interfacial strength of the local microstructure.

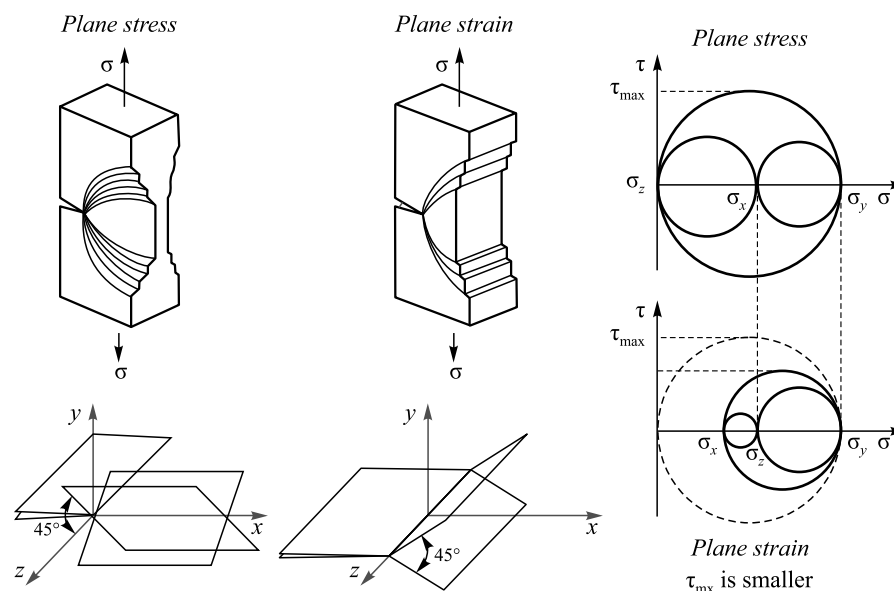


Fig. 21. Schematic fracture perspective for the effect of stress-state

state termed plane strain develops under local conditions that constrain flow, as occurs in thicker sections that limit through-wall thinning. This promotes the formation of an in-plane deformation fan that develops with axial symmetry and promotes the formation of a hinge-like local response. As such, plane strain favors heavier-walled pipe applications and gives rise to a symmetric deformation fan in the plane of the pipe wall. As evident from the Mohr's circle analysis shown in Fig. 21, failure occurs at a much lower shear stress in the context of plane strain.

To the extent that fracture serves as an analog, one can infer that the areal size of the shear process zone that develops in the wake of the plastic wave and the TWC zone is, in the simplest scenario, three times larger for plane stress than for plane strain [13]. As such, one infers that where plane stress controls the rate of dissipation is the order of three times faster for plane stress than for plane strain scenarios – all else being equal. Considering general circumstances the value of the maximum shear stress is much reduced in plane strain from that in plane stress with such Mohr's circle analysis indicating that for plane stress being ~ 1.5 times that for plane strain [13]. One can also infer in view of the Mohr's circle analysis that lower strength thinner wall pipes will arrest propagating shear faster than would higher strength heavier wall pipes.

Given that the above results are relevant to present purposes, the Mohr's circle analysis leads to a factor on the maximum stress the order of 1.5 for plane stress relative to plane strain, and a factor of on the order of 3 on the scale of the plastic zone. On such basis one can infer that the coupled effects of stress state on the rate of dissipation is significant. However, formal analysis is needed in a plastic collapse context to adequately quantify this aspect. Until such work is completed, the role of stress state will remain uncertain – beyond its clear influence in the context of separations.

Test geometries

Dissipation in the pipe versus that in current laboratory tests

As discussed in regard to the phenomenology and its interpretation in terms of collapse controlled failure, dissipation that slows the propagation speed of the TWC zone occurs through 1) in-plane stretch and 2) through-wall collapse in the thinner walled pipes. For thicker walled line pipe, dissipation that slows the speed of the TWC zone involves in-plane stretch but, as Fig. 21 indicates the contribution of the through-wall collapse component will be diminished. Regardless of whether the wall is thin or thick, the deformation local to the plastic wave front and the dissipation in its wake in the TWC process zone leading to arrest does not involve global bending. While it varies depending on the test circumstances and the steel involved, the speed of this plastic-wave front can be inferred from that of the propagating shear that forms in its wake. On that basis the speed of the TWC zone is on the order of 50 to 100 m/s (~ 150 to 300 f/s) approaching arrest, such that the plastic wave speed is at least that order, whereas its initial speed depends on the test conditions.

The circumstances developed in the CVN and DWTT specimens respectively used to quantify the resistance to propagating shear and the mode of failure as ductile versus brittle are quite different from just outlined for the line pipe. Each test practice leads to global bending developed by impact loading on the face of the specimen opposite the notch, which is cut or pressed into a beam subject to simple bending (3-point loading). While their loading is similar, their sizes differ, as do their proportions in regard to 1) span length relative to beam depth and 2) notch depth relative to the remaining ligament.

Viewed in elevation, the span, S , between load-reaction points for a CVN specimen is 40 mm (1.56 inch) whereas its

beam depth, d , is 10 mm (0.39 inch), while the notch depth, denoted a , is 2 mm (0.79 inch). In contrast, the span between load reaction points for a DWTT specimen is 254 mm (10 inches) whereas the beam depth is ~ 76 mm (3.00 inch), while the pressed-notch depth is ~ 0.5 mm (0.2 inch). On this basis, the ratio of S/d for the CVN specimen is 4, while the notch depth relative to the beam depth is 0.2. The corresponding parameters for the DWTT lead to $S/d = 3.33$ and a relative notch depth of just 0.067. While in comparison to the CVN specimen the DWTT specimen creates the impression of deep beam, which opens to unique consideration of its shear distribution, for simple spans a deep beam has $S/d \leq 1.25$ – so this is not a major concern for either geometry. The remaining ligament (net depth) for the CVN sample is just 8 mm (~ 0.32 inch) in contrast to ~ 71 mm (2.8 inch) in the DWTT specimen – which is almost a factor of 10. This difference is significant if the desire is to characterize crack morphology, but it is counterproductive if the desire is to emphasize plastic deformation metrics in regard to dissipated energy, as is the case where plastic collapse controls propagating shear.

The global bending that develops in both specimens induces a stretch zone across the notch, with lateral contraction developing through the thickness along the notch root, and compression and thickening occurring at the back face and support points. At lower toughness levels, including the range considered in calibrating the BTCM, both tests lead to crack initiation at the notch root, and a crack-tip “process zone” that propagates through the remaining ligament of the specimen. While less a concern at lower toughness levels, as the toughness increased continued propagation through that ligament at a high rate was conditional on 1) the excess energy supplied in comparison to that dissipated in failing the specimen, and 2) the existence of a small initial plastic zone due to high-speed impact. In this context, the size⁴ of the plastic zone that formed below the notch and at the loading points prior to ‘initiation’ differed depended on the specimen geometry used, and the speed of the hammer at contact, as well as the excess energy required to propagate that plastic zone through the ligament. While hammer speed is noted as relevant to the test outcome for both specimens, the speed of the hammer in the laboratory test varies with the setup but at best is typically 1/10th of that occurring for propagating shear in full-scale testing.

Test geometries for collapse-controlled propagating shear

The prior section has contrasted the line-pipe situation to the geometries used historically, with the outcome clear that alternative geometries are required to better capture the phenomenology of propagating shear. This is so whether you choose to persist with a ‘fracture view’ – but is essential

if the collapse controlled view is a compelling alternative to the historic approach.

Realizing that the fracture view has been with us since the 1960s, the need for alternative geometries has been a priority development for some time. Early work tied to CTOA opened the door to develop a unique test practice more consistent with the field scenario. Although the opportunity was there, that work built on an adaptation of the DWTT geometry – which possibly constrained its evolution into a simple concept like the BTCM. Alternate fracture mechanics geometries such as the single edge-notch tensile ‘SENT’ geometry have been explored, with varying degrees of local bending developing depending on the length between the grips and end fixity. While many fracture-mechanics-based test geometries and loadings could be adopted – any change from the historical approach that develops without a correlating bridge to the past means that hundreds of full-scale tests become useless in testing the broad utility of the new test, or its ability to quantify resistance. In modern parlance – this is a slippery slope – that once on will be hard to return from.

The phenomenology and metrics of resistance discussed to this point in regard to the alternative collapse-controlled propagating shear perspective make clear that the historically used practices must be abandoned. Different test methods and geometries must be used to quantify collapse-controlled resistance in terms of metrics like ϵ_f , UTS, and n , all of which are directional. But, while different geometries and test protocols and procedures are required, these are not new concepts. There is a wealth of experience and a set of basic standards on which to build. More critically, the observations made in regard to Fig. 17 suggest that it will be possible to correlate those parameters to CVN energy – at least in the context of a given class of steels. In that way, a bridge can be built back to the historic full-scale test database, with the collapse controlled predictive basis for arrest made back-compatible. As such the transition to the collapse controlled alternative technology has an already established basis to judge its utility.

It will be necessary to quantify the full-thickness response, in all three orthogonal directions. While this calls for some adaptation of currently used practices and techniques, again much exists to build on. And given such test methods are already implemented in the mills, managing a shift from fracture to collapse-controlled failure offers hope for a smooth transition.

While resistance in terms of plastic flow parameters should not pose issues, developing the test to ensure ductile response will be more challenging. The geometry should emulate the wake of a propagating TWC zone, where shear instability initiates and propagates. Because the high speed shear wave leads to high rate deformation in its wake, which can reduce the size of the shear zone and promote less-ductile response, this test must involve impact loading. Because a reasonable length of propagating shear must be simulated, the specimen must provide sufficient width for

⁴ Because the yield stress varies with strain rate under dynamic conditions, the ‘size’ of the zone depends on the rate, while the relative size varies with the grade of the steel, being relatively smaller in theory as grade increases.

the shear to run – such as a wide-plate test that is oriented axially rather than circumferentially. Symmetry is desirable, as it has the potential to initially minimize bending, and emphasize tension akin to the hoop tension that drives the propagation.

Finally, there is a need to trigger the propagating shear instability – which could be created and guided initially through deep but diminishing side grooves that function until the shear instability is triggered through the full thickness under the increasing impact loading and runs the width of the sample. Thereafter, inspection of the fracture features provides the basis to judge the fracture morphology. Unlike current concerns with the DWTT practice due to initially ductile response, which traces to concepts built around much less tough steels, because the test targets collapse controlled failure fully ductile response is expected. Fig. 22 illustrates one test concept that satisfies this generic test concept to validate in-pipe ductile response.

Clearly the outcome of this test practice is not as simple or as quick and cheap to produce and compete in a mill as was the DWTT. But, if steel-making and processing can be codified for a given order, and the related process parameters controlled adequately, and recorded/evaluated on-line in a digital framework, such testing could be done prior to full production and periodically thereafter – leading to a practical as well as technically viable mill practice.

Through-thickness properties

Prior discussion of the phenomenology and alternative concept to quantify propagating shear in a pipeline as collapse-controlled failure identified the true fracture ductility, the strain-hardening exponent, and the UTS as parameters to characterize resistance. The mechanics further indicate that the through-thickness properties are critical in this context. Given the strong properties-microstructure tie, it is useful to consider the potentially strong dependence of such properties on the steel chemistry and processing, as follows.

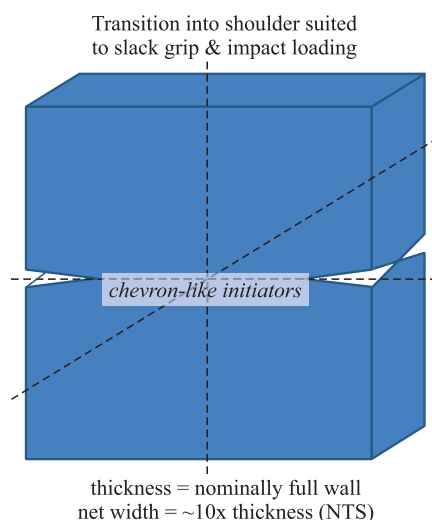


Fig. 22. One implementation of the generic test to validate failure mode

While propagating shear and lamellar tearing have much different consequences, they both depend on the properties in the through-thickness (short-transverse, ST) direction. The properties developed in that direction quantify the resistance perpendicular to the plane that is affected by the orientation created in the concast process and in the rolling/finishing of the slabs. Depending on the temperatures during rolling/finishing, those properties also reflect the effects of the mechanical work done. As such, any resulting weakness on planes parallel to the surface of the product are evident as poor through thickness strength and ductility.

Fig. 23, which was developed in regard to lamellar tearing in structural Carbon Manganese (C–Mn) steels and adapted from Reference 38, is useful as the basis for discussion in this context. The x -axis in this figure is the true strain to failure, which is the same as what earlier was termed true fracture ductility. The y -axis is a metric of ductility termed the ductility index (DI), which depends on the inclusion density and their mean length [14]. The paper concludes with the view that the inclusion distribution offers a metallographic basis to establish mechanical properties.

The outcome of the paper and the trends in Fig. 23 are not new. However, the existence of a threshold in the DI is significant for present purposes, as is the fact that this threshold develops at quite low values of ϵ_f , with widely scattered results above that threshold.

In contrast to the trend in Fig. 23, excluding Grades that rely on less ductile microstructures, as for example X120, modern higher strength steels have values of ϵ_f in the axial or circumferential direction that are the order of five times larger than the bounding strain noted in the figure. This underscores the need to broadly consider both the chemistry and processing. While this is intuitive, its influence is now crystal clear in the context of collapse control of propagating shear. Major gains in propagation resistance can be affected in this regard.

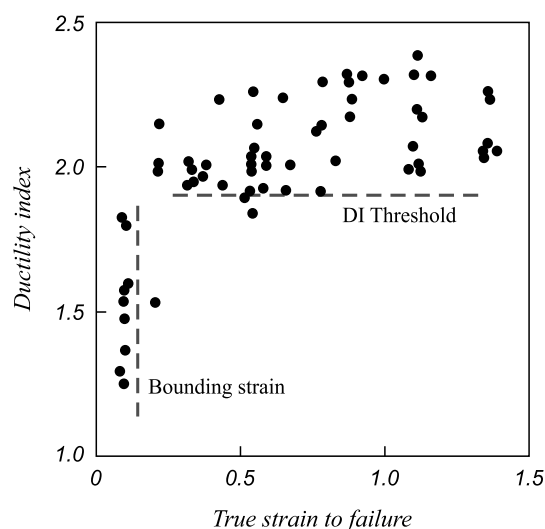


Fig. 23. Apparent threshold in inclusion density and ductility in the ST direction (adapted from [14]):
● – data for three C–Mn steels [12]

The observation that ϵ_f is increasing without correlation to the DI above the DI threshold is relevant, as this implies that the gain in ϵ_f develops for reasons other than reduced inclusion content. Gray has held the view that the absence of strong (100) texture is central to good through-thickness properties in the context of propagating shear since the 70s [e.g., 14]. Clearly the presence or absence of such texture could explain much of the scatter for the data shown in Fig. 23. This ill-characterized aspect is now the focus of ongoing work, which in the context of the alternative TWC characterization for propagating shear should bear fruit. In addition work is needed to quantify dissipation as a function of the steel's directional properties and their influence on the speed of the TWC zone as a function of pressure and other operational aspects. This too is the subject of just initiated work. These are major gaps in the current understanding and so key points along the critical path to formalize the TWC concept.

Implications concerning inertial flap effects and arrestors

Over the years inertial effects were fundamental to analytical modeling of dynamic fracture as a route to quantify arrest toughness. Given the high-rate of the circumferential separation that forms in the wake of the TWC zone coupled with the mass of the “flaps” that results in flattening what began as a cylinder it is easy to understand the concern for this inertial driver for continued propagation in a fracture-based approach. Credence for the role of the flaps followed in the context of experiments that showed restraining the flaps using a ring or a sleeve (i.e., a hoop) around the pipe led to arrest of the ‘fracture’. Significantly, successfully arresting ‘fracture’ in this context depended on misfit or clearance between the pipe and the ‘fracture arrestor’ prior to the test – with close fit-up needed for propagating shear and a tight-wrap required for brittle propagation. The length of the arrestor also was a consideration which follows from the time lag of the arrestor to react the driving force for propagation.

As support for fracture control of propagating shear develops in regard to non-integral fracture arrestors in regard to retrofit rings and/or sleeves, it is important to simply rationalize their apparent success in light of this alternative collapse-controlled approach, as follows. Any hoop around the pipe acts to restrain flap formation, depending on the extent to which the flaps open. Loose-fitting arrestors will contain flap formation, such that if fracture controlled then the restraint of flap opening over some length would limit the inertial feedback to the crack tip and lead to arrest. However, it was found that the effectiveness of hoop arrestors required close to tight circumferential fit-up – from zero to 2 % of the pipe's radius (typically). On this basis, in addition to restraining flap formation the arrestors also were constraining the circumferential stretch, thereby reducing the hoop strain.

Arrest occurs in the TWC zone when the steel can sustain the imposed local 3-D stretch, such that the success of hoop arrestors is anticipated within a plastic-collapse controlled TWC zone. Significant in this context is the observation that arresting brittle fracture required a tight fit-up in such experiments whereas a somewhat looser fit-up could be effective in the case of propagating shear. Equally significant is the observation that the fracture resistance quantified by CVN energy did not consistently correlate the arrest versus propagate results for such hoop arrestors. Quite simply, arrest in a TWC context is not characterized by the true fracture strain in just the hoop direction: rather, the TWC approach depends on the 3-D dependence on strength and flow properties. Thus, the surrogacy of CVN energy for true fracture toughness evident in Fig. 17, *b* in a one-dimensional setting indicates that CVN energy as historically measured in the LT direction is an inadequate surrogate in regard to hoop arrestors, and more generally.

The dependence of the TWC concept on the 3-D strength and flow properties implies that the design of an ‘arrestor’ dealing with brittle fracture propagation involves different concepts and success metrics as compared to when dealing with propagating shear, as follows. As noted in the context of Fig. 2 (see no. 1, 2015) the extent of plastic dissipation associated with brittle fracture is minimal at the micro-scale as well as at the macro-scale. Cleavage governs the formation of new fracture surface, which because this occurs at relative low stress limits the extent of flow remote to the fracture. The extent of the plastic flow and dissipation associated with propagating shear depends on the 3-D strength and flow properties. Where these properties support high stretch in all three directions, the dissipation local to the TWC zone is large, which opens to the spread of dissipation remote to this zone. In contrast, where the hoop and TW strain capacity is limited either by properties or the formation of splits, the dissipation local to the TWC zone is limited, which limits the spread of dissipation remote to this zone. On this basis it is possible to incur large hoop expansion, or virtually no hoop expansion, during propagating shear. Transitional states that mix brittle fracture with ductile response, due for example to the effects of stress state and wall thickness or 3-D differences in properties, likewise open to a range of response in regard to hoop expansion, although such scenarios tend toward virtually no hoop expansion.

On this basis, hoop-arrestor design for propagating shear should quantify the hoop expansion based on likely 3-D strength and flow properties specific to the application involved, and then limit hoop expansion to limit TWC. The length of the arrestor in this context depends on the speed of propagation, the time-lag inherent in the arrestor, and the amount of expansion relative to the critical value for TWC. Propagation in steels whose 3-D properties support significant hoop expansion is logically much easier to arrest than those that do not. In contrast, the design of arrestors for

brittle fracture remains unchanged – as the TWC concept is specific to ductile response.

Summary and conclusions

This paper first reviewed the historical background and related developments that represent almost 40 years invested in fracture-based approaches to quantify propagating shear in pipelines. Thereafter, using graphical evidence of the full-scale failure process and related phenomenology an alternative hypothesis was presented to quantify this process based on a collapse-based view of this failure process. Finally, aspects of the historical fracture-based approach are related to the collapse-based concept as the basis to rationalize the success that at times has been achieved using such approaches.

It was evident that the phenomenology did not support fracture-control, and that metrics for arrest resistance should be based on the directional flow properties of the steel. It was shown that CVN energy correlates well with $\epsilon_f \cdot UTS$, such that in a TWC view of propagating shear the success of the Battelle two-curve model coupled reflects CVN energy serving as a surrogate for key flow properties of the steel. Finally, remaining gaps and issues are addressed. The role of texture and its process dependence was identified in this context as was the need to quantify dissipation as a function of the steel's directional properties and their influence on the TWC zone and the plastic wave speed as a function of pressure and other operational aspects.

Many important conclusions were identified in the course of this paper, with the more significant ones including:

- the phenomenology associated with ‘ductile propagating fracture’ is that of propagating shear and is controlled by plastic collapse in a TWC zone that forms in the wake of a propagating plastic wave triggered by rupture of the pipe –
 - apparent for X52 (but likely lower) up through X80 (and likely higher), for CVN energy from ~20 ft-lb (~27 J) up to well above 200 ft-lb (~270 J);
 - the through-wall flow properties control failure, as do the in-plane flow properties, which together act to dissipate energy and so slow the TWC zone until decompression offloads the hoop stress, and arrest occurs;
- metrics of the resistance to propagating shear were identified in the context of the $\epsilon_f \cdot UTS$ and n , all of which are directionally dependent;
- the isochoric (constant volume) assumption of plasticity theory provides a quantitative link between reduced resistance to propagating shear and the existence and extent of splits (separations);
- simple established test practices exist that can be adapted as mill-tests to quantify the resistance of line-pipe steels to plastic-collapse controlled propa-

gating shear, whereas some effort will be needed to develop a mill-test practice to ensure the propagation process will be ductile;

- CVN energy historically used as a metric for the resistance to ‘ductile propagating fracture’ correlates with metrics of plastic collapse and strain-based failure, specifically as ϵ_f and $\epsilon_f \cdot UTS$;
- success with use of the BTCM reflects its formulation relative to the plastic wave speed and its empirical calibration of that speed with CVN energy – which correlates to collapse metrics;
- the correlation between CVN energy and $\epsilon_f \cdot UTS$ suggests that a bridge can be built between a collapse-controlled model of propagating shear and the extensive full-scale test database that has been largely based on CVN energy – as such the predictive technology based on plastic collapse concepts can be ‘back-compatible’;
- the occurrence of texture and other aspects with metallurgy (which are tied to steel chemistry and processing) is ill-characterized but is fundamental to high resistance to propagating shear, which is a focus of ongoing work;
- work is needed to quantify dissipation as a function of the steel's directional properties and their influence on the TWC zone and plastic wave speed as a function of pressure and other operational aspects; with related work soon to be initiated.

REFERENCES

1. Leis B.N. *Hydrostatic Testing of Transmission Pipelines: When It Is Beneficial and Alternatives When It Is Not*. PRCI Final Report with 8 Appendices, PR 3-9523, 2002.
2. Leis B.N. and Eiber R.J. *Fracture Control Technology for Transmission Pipelines*. Battelle Final Report to PRCI Materials Committee, (supersedes NG-18 Report 208), PRCI, Contract No. PR-003-00108 and PR-003-084506, 2013.
3. Glebov A. *Analysis of Propagating Shear Fracture in X80 Pipe Tests*, presented at the Microalloyed Steels 2013 Conference – Fracture Roundtable, Moscow, April, 2013.
4. Maxey W.A. Fracture Initiation, Propagation, and Arrest. Paper J. 5th Symposium on Line Pipe Research, *PRCI Catalog*, no. L30174, November 1974.
5. Duffy A.R., McClure G.M., Eiber R.J. and Maxey W.A. *Fracture Design Practices for Pressure Pipelines. Fracture*. Vol. 5, H. Liebowitz, Ed., Academic Press, 1969, pp. 159–232.
6. 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.
7. 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.
8. Maxey W.A. Dynamic Crack Propagation in Line Pipe, Plenary Lecture, *International Conference on Analytical and Experimental Fracture Mechanics*, Rome, June 1980.
9. 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.

10. Leis B.N. *Mechanical and Fracture Properties for Modern Back to 1960s Vintage Steels*. Battelle IR&D Report, 1993.
11. 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.
12. Hill R. *The Mathematical Theory of Plasticity*, Oxford, 1950.
13. 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.
14. Green G. Effects of Through Thickness Inclusion Distributions on Short-Transverse Properties. *Fracture Control of Engineering Structures, ECF 6*, 1986, pp. 1799–1810.

Received October 29, 2014

ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ. 2015. Том 58. №. 3. С. 149 – 161.

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, разделение/расщепления, разработка модели.

Список литературы см. выше.

Получена 29 октября 2014 г.

УДК 662.6.9:519.6

ЗАВИСИМОСТЬ КОНЦЕНТРАЦИИ ОКСИДОВ АЗОТА В УХОДЯЩИХ ГАЗАХ ОТ СПОСОБА ФОРМИРОВАНИЯ ТОПЛИВО-ВОЗДУШНОЙ СМЕСИ

Герцык С.И.¹, к.т.н., доцент кафедры «Технология и оборудование
металлургического производства» (gertsyk@mail.ru)

Туктаров Д.Б.², инженер

¹Московский государственный машиностроительный университет
(107023, Россия, Москва, ул. Б. Семёновская, д. 38)

²ООО «Приоритет»
(117420, Россия, Москва, ул. Профсоюзная, д. 57)

Аннотация. На основе эмпирических методик рассчитаны концентрации диоксида азота в дымовых газах при сжигании топлива в горелках с разными способами формирования топливовоздушной смеси. Показано, что минимальная концентрация оксидов азота в дымовых газах образуется при сжигании топлива в горелках с разомкнутыми факелами и внешним смешением при сжигании низкокалорийных видов топлива. Подогрев воздуха горения в несколько раз увеличивает концентрацию оксидов азота в продуктах горения. Получена экстремальная зависимость концентрации оксидов азота в дымовых газах от величины коэффициента расхода воздуха, критическое значение которого, соответствующее максимальной величине концентрации, составляет 1,16 – 1,17.

Ключевые слова: оксиды азота, дымовые газы, горелка, способ смешения, подогрев воздуха горения, коэффициент расхода воздуха, экстремальная зависимость.

Металлургическая и машиностроительная отрасли промышленности являются основными потребителями топливных ресурсов и, вследствие этого, производителями большого количества загрязняющих атмосферу вредных веществ. При проектировании систем отопления печей и котлов надо учитывать ряд факторов, среди которых важную роль играет проблема защиты окружающей среды от вредных выбросов, содержащихся в продуктах горения твердого, жидкого и газообразного видов топлива.

Как известно, наиболее токсичные вещества, содержащиеся в продуктах сгорания любого топлива, это оксиды азота – NO (монооксид) и NO₂ (диоксид), которые наносят ущерб не только здоровью людей, но и окружающей природе. Оценка (прогноз) величины их концентрации в продуктах горения в зависимости от параметров сжигания топлива – один из путей решения проблемы защиты окружающей среды при выборе типа и конструкции не только горелочных устройств, но и системы утилизации тепла уходящих продуктов горения.

Практически все нагревательные и термические печи металлургической и машиностроительной отраслей промышленности оснащены системой рекуперации тепла уходящих газов, что приводит к существенной экономии топлива и, следовательно, к снижению объема образующихся и выбрасываемых в атмосферу продуктов горения. Однако повышение температуры горения (при подогреве воздуха горения и /или топлива с низкой теплотой сгорания) резко увеличивает концентрацию оксидов азота в дымовых газах тем в большей

степени, чем выше температура подогрева компонентов горения и чем выше теплота сгорания топлива. Поэтому снижение расхода топлива за счет утилизации тепла дымовых газов не всегда приводит к снижению валовых выбросов в атмосферу вредных веществ.

При проектировании новых печных агрегатов и реконструкции старых часто приходится сталкиваться со взаимопротивоположными требованиями: с одной стороны, необходимо обеспечить высокую температуру печных газов (температуру печи), что достигается подогревом компонентов горения и приводит к снижению удельных затрат тепла и топлива; с другой – высокая температура горения стимулирует интенсивное образование оксидов азота.

Концентрация оксидов азота в уходящих газах в большой степени определяется окислением азота воздуха горения, особенно – при использовании подогретого воздуха, подаваемого в горелочные устройства. При этом ее величина может возрастать в несколько раз по сравнению с использованием холодных топлива и воздуха [1, 2].

Как уже указывалось [2], существующие методики оценки (прогноза) образования оксидов азота в уходящих газах, полученные на основе обработки экспериментальных данных, весьма специфичны и предназначены для строго определенных теплотехнических агрегатов. Например, для котлов, отапливаемых мазутом или углем, причем обычно параметрами предлагаемых расчетных зависимостей являются такие величины, как теплоснабженность топочного объема,

производительность котла, характеристики вырабатываемого пара и пр.

Для оценки величины концентрации оксидов азота в продуктах горения топлива, используемого в топливосжигающих устройствах печных агрегатов, были рассмотрены две методики, с помощью которых можно оценить степень «загрязнения» дымовых газов оксидами азота при сжигании газообразного топлива в горелочных устройствах различных конструкций с разными способами формирования топливовоздушной смеси. Показано, что при прочих равных условиях обе методики дают сопоставимые результаты, расхождение которых для высокотемпературных нагревательных печей прокатного производства находится в пределах 5–7 %, но для низкотемпературных (термических печей), особенно при высоком подогреве воздуха, подаваемого в горелки, это расхождение существенно выше.

Методика ОАО «Стальпроект» дает возможность ориентировочного определения оксидов азота в продуктах горения жидкого и газообразного топлива, причем вид топлива, конструкция горелки, температура подогрева воздуха горения и температура печи учитываются поправочными коэффициентами, входящими в итоговую формулу в качестве множителей, что делает ее использование чрезвычайно легким. Каждая группа газогорелочных устройств определяется так называемым «базовым» значением, находящимся в пределах от 100 (плоскопламенные горелки) до 350 мг/м³ (радиационные трубы). Концентрация оксидов азота в уходящих газах по предложенному соотношению линейно зависит от перечисленных факторов.

Методика [3] позволяет оценить «термические» оксиды, содержащиеся в продуктах горения в зависимости от теплотехнических характеристик работы промышленных печей и газогорелочных устройств. В качестве параметров, характеризующих тепловую работу печи и влияющих на концентрацию оксидов азота в дымовых газах, приняты:

- калориметрическая температура горения топлива при стехиометрических соотношениях топлива и воздуха горения и при выбранном значении коэффициента расхода воздуха (это позволяет прогнозировать величину оксидов азота при подогреве компонентов горения);
- температура печи или зоны горения;
- удельные объемы продуктов горения при коэффициенте расхода воздуха $n = 1$ и его фактическом значении;
- концентрация кислорода в образующихся продуктах горения.

Кроме того, в расчетную формулу введены коэффициенты, учитывающие оптическую плотность продуктов горения и коэффициент, характеризующий конструкцию сожигательного устройства, который по сути учитывает различные способы формирования топливовоздушной смеси.

Используя эти методики, были выполнены расчеты, позволяющие оценить (прогнозировать) концентрацию оксидов азота в дыме при сжигании газообразных топлив различной теплоты сгорания в горелках с различными способами смешения топлива и воздуха.

Основной классификационный признак горелок – способ смешения топлива и воздуха (с полным предварительным смешением компонентов горения, с внешним смешением и с улучшенным смешением) [4], которым определяется подготовка топливовоздушной смеси, размер факела и, следовательно, от которого зависит величина коэффициента расхода воздуха, обеспечивающего полноту сгорания топлива. В связи с этим были выполнены расчеты прогнозируемой концентрации оксидов азота в продуктах горения в горелках с различными способами образования топливовоздушной смеси для определения типа горелок с минимальным образованием оксидов азота в уходящих газах при сопоставимых условиях.

Такого рода расчеты позволяют оценить токсичность продуктов горения и решить вопрос о необходимости дополнительных мер по снижению концентрации оксидов азота с помощью рециркуляции продуктов горения (что усложняет конструкцию печи), организации ступенчатого сжигания топлива (требующего горелок нового поколения, например, серии горелок с пониженным выбросом оксидов азота, разработанных ОАО «Стальпроект») или нейтрализации оксидов каталитическими или химическими способами [5].

На рис. 1 показано изменение концентрации оксидов азота в продуктах горения природного газа ($Q_n^p = 35,5$ МДж/м³) при сжигании в различных ти-

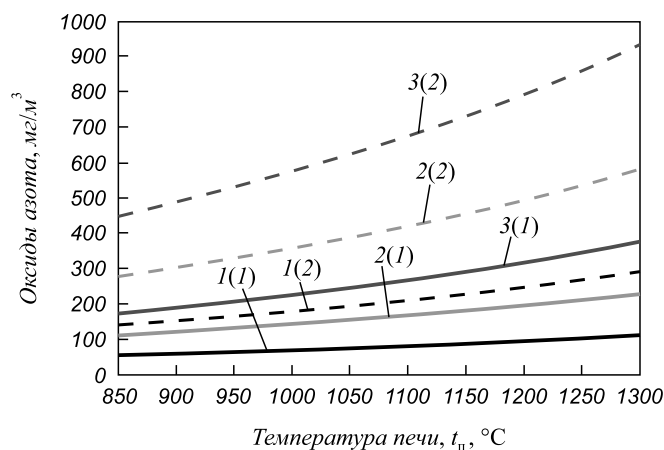


Рис. 1. Зависимость концентрации оксидов азота в уходящих газах от температуры печи:

1 – горелка с разомкнутым факелом ($n = 1,05$); 2 – горелка «труба в трубе» ($n = 1,1$); 3 – инжекционная горелка ($n = 1,02$); (1) – холодный воздух, (2) – воздух горения подогрет до 350 °C

Fig. 1. The dependence of the nitrogen oxides concentration in smoke gases from the furnace temperature:

1 – burner with open torch ($n = 1,05$); 2 – burner “tube in tube” ($n = 1,1$); 3 – injection burner ($n = 1,02$); (1) – cool air, (2) – combustion air, preheated to 350 °C

пах горелок в зависимости от температуры печи. Минимальное значение концентрации оксидов азота – в продуктах горения при сжигании топлива в горелках с разомкнутым факелом (плоско-пламенные – ГПП, радиационные – ГР и др.). В низкотемпературных печах (термических) при температуре печи $t_{\text{п}} \leq 950^\circ\text{C}$ прогнозируемое значение оксидов азота находится в пределах $55 - 70 \text{ мг/м}^3$ при отсутствии подогрева воздуха горения и примерно в 2,5 раза выше – $140 - 170 \text{ мг/м}^3$ при работе на подогретом воздухе горения ($t_{\text{в}} = 350^\circ\text{C}$). Относительно низкие значения концентрации оксидов азота объясняются тем, что в силу особенностей конструкции горелок подобного типа и профиля горелочного камня в корень факела из печного пространства подсасываются отработанные продукты горения, понижающие температуру факела, которая, как известно, оказывает решающее влияние на процесс образования оксидов азота.

В высокотемпературных промышленных печах при температурах печи $t_{\text{п}} = 1150 - 1300^\circ\text{C}$ диапазон прогнозируемых значений концентрации оксидов азота в продуктах горения этих горелок составляет $80 - 120 \text{ мг/м}^3$ (холодный воздух), а при подогреве воздуха горения – $230 - 290 \text{ мг/м}^3$ (большие цифры относятся к более высоким температурам печи).

Эти расчеты были выполнены по методике ОАО «Стальпроект», которая включает в себя минимальное по сравнению с другими конструкциями горелок значение базовой величины NO_x , равной 100 мг/м^3 .

Прогнозируемое значение концентрации оксидов азота в продуктах горения при эксплуатации горелок с внешним смешением, например, типа «труба в трубе», работающих с коэффициентом расхода воздуха $n = 1,1$, не превышает 200 мг/м^3 для термических печей и $250 - 280 \text{ мг/м}^3$ для высокотемпературных нагревательных агрегатов. При подогреве воздуха эти значения возрастают не менее, чем в полтора – два раза.

Существенно более высокие значения концентрации оксидов азота в дымовых газах, образующихся при эксплуатации горелок инжекционного типа, работающих в соотношениях смешения топлива и воздуха, близких к стехиометрическим. Очевидно, что при прочих равных условиях температура горения, обеспечиваемая горелками с полным предварительным смешением компонентов горения, наивысшая по сравнению с горелками других конструкций. Следовательно, в уходящих газах будет самая высокая концентрация оксидов азота. Ее величина примерно в полтора раза превышает аналогичные значения концентраций в дымовых газах горелок с внешним смешением и в 3 – 3,5 раза – для горелок с разомкнутым факелом при работе на холодном воздухе. При подогреве воздуха горения, поступающего в горелочное устройство, резко возрастает температура горения и концентрация оксидов азота, которая в 2,5 – 3 раза превышает аналогичные значения по сравнению с работой на холодном воздухе, достигая зна-

чений, равных $900 - 950 \text{ мг/м}^3$ при температурах печи $t_{\text{п}} \geq 1250^\circ\text{C}$.

Таким образом, используемые методики оценки концентрации оксидов азота в дымовых газах согласуются с известной тенденцией повышения концентрации оксидов азота с ростом температуры горения (и температуры печи) и условиями горения, близкими к стехиометрическим [5, 6].

Таким образом, с точки зрения защиты окружающей среды от вредных выбросов, наиболее предпочтительны горелки с разомкнутым факелом и частичным предварительным смешением топлива и воздуха (среднего смешения), при работе которых концентрация оксидов азота в уходящих газах, даже при использовании подогретого воздуха, не превышает предельно допустимых значений.

В ряде случаев в уходящих газах, образующихся при сжигании топлива в горелках без предварительного смешения топлива и воздуха, концентрация оксидов азота тоже не превышает допустимых величин

На рис. 2 показано прогнозируемое значение концентрации оксидов азота в продуктах горения горелок с внешним смешением (типа «труба в трубе», ПИВС и др.), работающих на подогретом воздухе, в зависимости от коэффициента расхода воздуха при использовании топлив различной теплоты сгорания. Эти горелки, устойчиво работающие при $n \geq 1,10 - 1,15$, широко используются в конструкциях печей металлургии и машиностроения при необходимости организации факельного сжигания в силу их ряда достоинств (простота конструкции, небольшие размеры, относительная дешевизна).

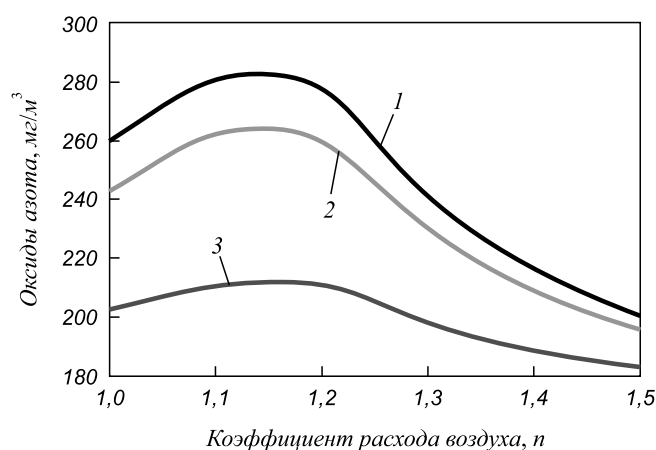


Рис. 2. Зависимость концентрации оксидов азота в уходящих газах от коэффициента расхода воздуха (горелка «труба в трубе»): 1 – природный газ $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 35,5 \text{ МДж/м}^3$; 2 – смешанный доменно-природный газ $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 25,0 \text{ МДж/м}^3$; 3 – смешанный доменно-природный газ $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 12,5 \text{ МДж/м}^3$

Fig. 2. The dependence of the nitrogen oxides concentration in smoke gases from the excess air ratio (burner “pipe in pipe”): 1 – natural gas $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 35.5 \text{ MJ/m}^3$; 2 – mixed blast furnace and natural gas $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 25.0 \text{ MJ/m}^3$; 3 – mixed blast furnace and natural gas $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 12.5 \text{ MJ/m}^3$

Все кривые имеют экстремальный характер. С одной стороны, с увеличением коэффициента избытка воздуха в зону горения попадает большее количество азота, что способствует интенсивному образованию оксидов азота в уходящих газах. С другой стороны, воздух разбавляет образующиеся дымовые газы, понижает температуру горения и, следовательно, образование оксидов азота замедляется, что, в свою очередь, приводит к уменьшению их концентрации в продуктах горения. Диапазон наибольших значений концентраций оксидов азота в дыме (уходящих газах) соответствует значениям коэффициента расхода воздуха $n = 1,1 - 1,2$. Например, для горелки, работающей на природном газе при подогреве воздуха горения до $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ и установленной в термической печи ($t_{\text{п}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) прогнозируемая концентрация оксидов в этом диапазоне значений n составляет $280 - 290\text{ мг/м}^3$. Максимальное значение концентрации (290 мг/м^3) соответствует $n = 1,16 - 1,17$. Полученные расчетные данные подтверждаются экспериментально [1] – критическое (экстремальное) значение коэффициента расхода воздуха, соответствующее максимуму значения оксидов азота в уходящих газах при сжигании природного газа, угля и мазута по данным автора составляет $n = 1,17$. Во всем диапазоне изменения величины коэффициента расхода воздуха концентрация оксидов в дыме тем больше, чем выше температура зоны горения (температура печи) и теплота сгорания топлива, поскольку топлива с высокой теплотой сгорания обеспечивают наивысший уровень температур горения. При использовании топлив с меньшей теплотой сгорания прогнозируемые максимальные значения оксидов азота составляют $260 - 265\text{ мг/м}^3$ ($Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 25,0\text{ МДж/м}^3$) и 210 мг/м^3 ($Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 12,5\text{ МДж/м}^3$).

На рис. 3 приведена зависимость концентрации оксидов азота в дымовых газах от коэффициента расхода воздуха при работе горелок с внешним смешением («труба в трубе»), работающих на смешанном доменно-природном газе с теплотой сгорания $12,5\text{ МДж/м}^3$ в термических и нагревательных печах с подогревом воздуха горения до $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ и на холодном воздухе. Как уже указывалось, все кривые имеют экстремальный характер, подогрев воздуха горения по меньшей мере в 1,5 раза увеличивает содержание оксидов азота в дымовых газах даже при использовании топлива с низкой теплотой сгорания. При работе на холодном воздухе экстремальный характер зависимостей выражен слабо, область максимальных величин концентраций оксидов азота в дымовых газах, приходящаяся на диапазон значений $n = 1,1 - 1,2$, сглажена, экстремальные значения находятся в пределах $210 - 215\text{ мг/м}^3$ ($t_{\text{п}} = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$) и не превышают величины 185 мг/м^3 для низкотемпературных термических печей. При подогреве воздуха горения ($t_{\text{в}} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$) концентрация оксидов в дыме увеличивается весьма существенно: до 350 мг/м^3 (высокотемпературные печи) и до 280 мг/м^3 (термические печи).

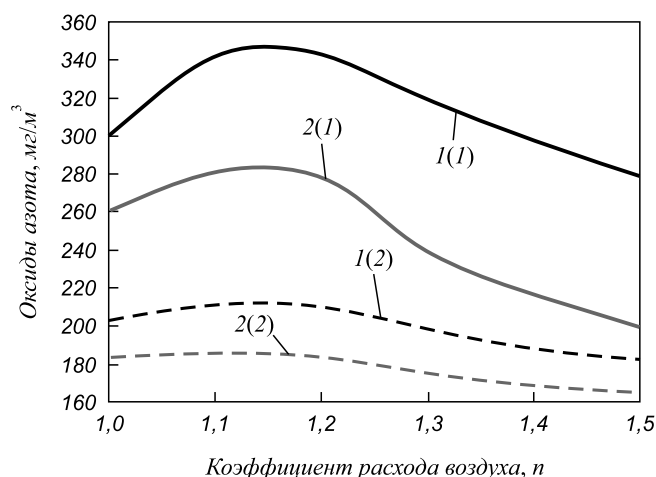


Рис. 3. Зависимость концентрации оксидов азота в уходящих газах от коэффициента расхода воздуха (горелка «труба в трубе»), топливо – смешанный доменно-природный газ $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 12,5\text{ МДж/м}^3$: 1 – воздух горения подогрев до $350\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – холодный воздух; (1) – температура печи $t_{\text{п}} = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$; (2) – температура печи $t_{\text{п}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 3. Dependence of the nitrogen oxides concentration in smoke gases from the excess air ratio (burner «pipe in pipe»), fuel – mixed blast furnace end natural gas $Q_{\text{н}}^{\text{п}} = 12.5\text{ MJ/m}^3$: 1 – combustion air, preheated to $350\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – cold air; (1) – furnace temperature $t_{\text{f}} = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$; (2) – furnace temperature $t_{\text{f}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

Таким образом, выбирая систему отопления печей и утилизации тепла продуктов горения топлива, необходимо учитывать экологические последствия реализуемых проектных решений: подогрев воздуха горения приводит к значительной экономии топлива ($12 - 15\%$), снижает удельные затраты энергии на производство продукции, но, вместе с тем, существенно повышает концентрацию оксидов азота в дымовых газах. Валовые выбросы этих веществ могут заметно превышать аналогичные значения при работе горелок, установленных в печах и котлах, не оснащенных системой рекуперации тепла уходящих газов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сигал И.Я. Защита воздушного бассейна при сжигании топлива. – Л.: Недра, 1988. – 312 с.
2. Герцык С.И., Туктаров Д.Б. Оценка концентрации оксидов азота в продуктах горения топлива // Изв.вуз. Черная металлургия. 2014. № 5. С. 3 – 7.
3. Шульц Л.А., Говорова Н.М. Постадийное сжигание газообразного топлива – основа ресурсосберегающих и экологически совершенных технологий нагрева металла // Изв.вуз. Черная металлургия. 1996. № 5. С. 66 – 70.
4. Гусовский В.Л., Лифшиц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей. – М.: Теплотехник, 2004. – 395 с.
5. Шульц Л.А., Бунзель, Ю.М., Третьяков В.Ф. Пути решения экологических проблем при нагреве и термической обработке стального проката и деталей // Сб. «Металлургия, XXI век». – М.: Металлургия, 1991. С. 253 – 256.
6. Карп И.Н., Сорока Б.С., Дашевский Л.Н., Семернина С.Д. Продукты сгорания природного газа при высоких температурах. – Киев: Техника, 1967. – 381 с.

Поступила 8 декабря 2014 г.

DEPENDENCE OF NITROGEN OXIDES CONCENTRATION IN SMOKE GASES FROM THE METHOD OF FORMING OF FUEL-AIR MIXTURE

Gertsyk S.I.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Technology and equipment of metallurgical production”* (gertsyk@mail.ru)

Tuktarov D.B.², *Engineer*

¹ **Moscow State University of Mechanical Engineering** (38, B. Semyonovskaya str., Moscow, 107023, Russia)

² **LLC Prioritet** (57, Profsoyuznaya str., Moscow, 117420, Russia)

Abstract. The concentration of nitrogen dioxide in the smoke gases from the combustion of fuel in burners with different ways of forming the fuel-air mixture was calculated with the use of empirical procedures. It was shown, that a minimum concentration of nitrogen oxides in smoke gases was at fuel burning in burners with open torches and external mixing incineration calorific fuels. The heating of the combustion air increased the concentration of nitrogen oxides in the combustion products in several times. The extreme dependence of the concentration of nitrogen oxides was obtained in the smoke from the coefficient of the air flow, the critical value of which corresponded to the maximum concentration – 1.16 – 1.17.

Keywords: nitrogen oxides, smoke gases, burner, mixing method, heating of combustion air flow, rate of air, extreme dependence.

REFERENCES

1. Sigal I.Ya. *Zashchita vozdukhnoy basseina pri szhiganii topliva* [Protection of the air basin at fuel combustion]. Leningrad: Nedra, 1988. 312 p. (In Russ.).
2. Gertsyk S.I., Tuktarov D.B. Estimating the concentration of nitrogen oxides in combustion products. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 5, pp. 3–7. (In Russ.).
3. Shul'ts L.A., Govorova N.M. Stage-by-stage combustion of gas fuel – a basis of resource-saving and environment-protecting technologies of metal heating. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1996, no. 5, pp. 66–70. (In Russ.).
4. Gusovskii V.L., Lifshits A.E. *Metodiki rascheta nagrevatel'nykh i termicheskikh pechei* [Calculating methodology for heating and thermal furnaces]. Moscow: Teplotekhnika, 2004, 395 p. (In Russ.).
5. Shul'ts L.A., Bunzel', Yu.M., Tret'yakov V.F. *Puti resheniya ekologicheskikh problem pri nagreve i termicheskoi obrabotke stal'nogo prokata i detalei* [Ways of solving environmental problems in heating and heat treatment of rolled steel products and details]. *V sb. Metallurgiya, XXI vek*. In: [Metallurgy, XXI Century]. Moscow: Metallurgiya, 1991, pp. 253–256. (In Russ.).
6. Karp I. N., Soroka B.S., Dashevskii L.N., Semernina S.D. *Produkty sgoraniya prirodnogo gaza pri vysokikh temperaturakh* [The products of natural gas combustion at high temperature]. Kiev: Tekhnika, 1967. 381 p. (In Russ.).

Received December 8, 2014

УДК 669.01

СВЯЗЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СТАЛИ 40Х24Н12СЛ С ИХ МИКРОСТРУКТУРОЙ И ВЯЗКОСТЬЮ РАСПЛАВА

Конашков В.В.¹, к.т.н., ст. науч. сотрудник Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии

Цепелев В.С.¹, д.т.н., профессор, директор Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии

Чикова О.А.¹, д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (chik63@mail.ru)

Белоносов А.В.², аспирант

¹ Уральский федеральный университет
(620002, Россия, г. Екатеринбург ул. Мира, 19)

² Уральский государственный педагогический университет
(620017, Россия, г. Екатеринбург, пр. Космонавтов, 26)

Аннотация. Проведено металлографическое исследование микроструктуры литых образцов стали 40Х24Н12СЛ, отобранных от колосников обжиговых тележек, характеризующихся различным уровнем механических характеристик. Обнаружено, что микроструктура образцов, для которых характерно пониженное значение прочности и пластичности, содержит больше неметаллических включений, а также σ -фазы по границам аустенитного зерна. Изучена вязкость данных образцов в жидком состоянии. Вязкость измеряли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур от 1500 до 1720 °С. По результатам измерений сделано заключение о связи механических свойств литых образцов стали 40Х24Н12СЛ с особенностями их микроструктуры, а также характером температурных и временных зависимостей кинематической вязкости расплава.

Ключевые слова: слиток, сталь, микроструктура, механические свойства, расплав, вязкость, дефекты, σ -фаза.

Известны результаты исследования связи структуры и свойств твердых и жидких сталей и сплавов, которые легли в основу разработки нового способа повышения качества металлопродукции [1 – 5]. Анализ температурных зависимостей структурно-чувствительных свойств жидких сталей и сплавов указывает на существование критических температур T^* , нагрев выше которых приводит к необратимому изменению их строения и условий кристаллизации металла. Значение T^* зависит от состава сплава, исходных материалов и условий производства на конкретном предприятии. Характер температурных и временных зависимостей структурно-чувствительных свойств расплава при нагреве свидетельствует об изменении его структурного состояния. Происходящие изменения связаны с уменьшением размеров микрообластей различного химического состава и частичным их распадом. Гистерезис температурных зависимостей свойств жидкого металла, полученных при нагреве и охлаждении, свидетельствует о необратимости процессов, происходящих в расплаве при нагреве выше T^* . Структурное состояние расплава оказывает влияние на процесс кристаллизации: кристаллизация из более равновесного состояния протекает в более узком температурном интервале, что связано с уменьшением температурного интервала выделения первичной фазы. Нагрев расплава выше T^* существенно модифицирует структуру литого металла: уменьшается дендритный параметр, снижается

количество эвтектических карбидов, изменяется их морфология, наблюдается более однородное распределение структурных составляющих по объему слитка. Временная выдержка расплава при повышенных температурах также влияет на количество, размеры и морфологию избыточных фаз. Выплавка быстрорежущих сталей с использованием термовременной обработки (ТВО) расплава не только изменяет структуру, но и повышает горячую пластичность литого металла в процессе деформации. Улучшаются служебные свойства металла, так стойкость инструмента при точении возрастает на 20 – 40 %. Применение ТВО расплава при получении литых стальных изделий позволяет сформировать оптимальный комплекс структуры и служебных характеристик металла – увеличить количество вторичной γ' -фазы, повысить ее термостабильность, оптимизировать морфологию карбидов, повысить совершенство кристаллической структуры, увеличить на 30 – 50 % жаропрочность материала [3 – 4].

С практической точки зрения из всей совокупности работ, посвященных изучению связи строения и свойств твердых и жидких металлических сплавов, наиболее интересны те немногочисленные исследования, в которых устанавливается связь структурного состояния расплава и особенностей микроструктуры и механических свойств литого металла. Например в практике производства картера (сплав АЛ-4) и двухтрубного коллектора (сплав АЛ-9) мощных дизельных двигателей показано [6], что

ТВО расплава АЛ-4 сопровождается повышением пластичности отливки в 10 – 15 раз при одновременном росте прочности на 30 – 80 %. Для сплава АЛ-9 эффект перегрева выражен менее ярко, однако и в этом случае отмечается существенное повышение пластичности отливки при некотором снижении прочности [6].

Актуальный вопрос о связи микроструктуры литых образцов стали 40Х24Н12СЛ, отобранных от колосников обжиговых тележек, характеризующихся различным уровнем механических характеристик, со структурным состоянием их расплавов, до сих пор не обсуждался. Например известно, что наличие неметаллических включений в стали влияет на жидкотекучесть расплава, процесс кристаллизации и механические характеристики готовых стальных изделий, однако не установлено зависимости механических свойств отливки от структуры литого металла, поэтому судить о природе связи механических характеристик и структуры твердого и жидкого металла затруднительно [3 – 4].

Авторы настоящей работы предлагают перспективный способ улучшения качества изделий колосников обжиговых тележек, изготавливаемых методом литья из стали 40Х24Н12СЛ – гомогенизирующую температурно-временную обработку расплава [2]. Этот способ позволяет получить металл с минимальным количеством дефектов микроструктуры и не требует высоких скоростей охлаждения [1 – 4]. Идея метода основана на предположении о том, что при температурах выше температуры ликвидус в металлической жидкости в течение длительного времени могут существовать микрон неоднородности, отличные по химическому составу от окружающего расплава. Для их разрушения нужны перегревы жидкого металла до определенной для каждого состава температуры T^* . После такого перегрева расплав необратимо приближается к состоянию истинного раствора, что существенно изменяет условия его кристаллизации. Экспериментально установлено, что разрушение микрон неоднородной структуры расплавов обычно сопровождается аномалиями температурных зависимостей свойств металлической жидкости, в частности вязкости.

Обнаружено расхождение температурных зависимостей вязкости расплава соответствующим режимам нагрева и последующего охлаждения образца. Температуру T^* , отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, в этом случае определяли по началу высокотемпературного совпадающего участка политерма нагрева и охлаждения. В вискозиметрических опытах с микрон неоднородными расплавами зафиксирован аномально высокий разброс значений кинематической вязкости, зачастую не позволяющий корректно определить данную величину. При нагреве до T^* указанный разброс необратимо уменьшался до значений, соответствующих случайной погрешности измерений.

Работа посвящена исследованию связи механических свойств литых образцов стали 40Х24Н12СЛ с особенностями их микроструктуры, а также характером температурных и временных зависимостей кинематической вязкости расплава. Авторы предлагают научно обоснованный режим температурно-временной обработки расплава, направленный на улучшение качества колосников обжиговых тележек, используемых в горнообогатительном производстве.

Исследованы температурные и временные зависимости вязкости $\nu(t)$ образцов жидкой стали 40Х24Н12СЛ с целью определения температур их гомогенизации T^* . Образцы стали, отобранные от колосников обжиговых тележек, характеризуются различным уровнем механических характеристик. Химический состав стали 40Х24Н12СЛ включает углерод (не более 0,04 %), кремний (0,5 – 1,5 %), никель (11 – 13 %), марганец (0,3 – 0,8 %), хром (22 – 26 %), фосфор (не более 0,03 %) и серу (не более 0,03 %).

В условиях ОАО «Уралмашзавод» традиционными методами проведены измерения механических свойств образцов стали 40Х24Н12СЛ, отобранных от колосников обжиговых тележек. Результаты измерений представлены в таблице.

Изучение микроструктуры литых образцов проводили традиционными методами количественной и качественной металлографии [7 – 9]. Для изучения микроструктуры применяли оптический микроскоп

Механические свойства образцов стали 40Х24Н12СЛ, отобранных от колосников обжиговых тележек

Номер партии образцов	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Предел прочности σ_b , Н/мм ²	Относительное удлинение δ , %	Твердость, НВ
1	332	574	16	249
2	290	385	9,0	194
3	345	445	3,2	174
4	240	410	14,5	171
5	265	460	14,5	186
Пределы допуска (ГОСТ 2176-77, литое состояние)	215–235	550–610	24–38	
Пределы допуска (производственные)	250	500	10	

Neophot-32, для идентификации структурных составляющих микротвердомер ПМТ-3 (нагрузка 50 г). Для идентификации неметаллических включений, которые просматривались только на нетравленных шлифах, использовали ГОСТ 1778-70. Макротвердость измеряли по двум отпечаткам на приборе «Бринель» при нагрузке 3000 кг шариком диаметром 10 мм.

Вязкость ν измеряли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образца в диапазоне температур от 1550 до 1700 °С. Измерения температурных зависимостей проводили в режиме изотермических выдержек (не менее 30 мин) со сравнительно малыми (10 – 15 °С) ступенчатыми изменениями температуры. Систематическая погрешность измерения $\nu(T)$ составляла 3 %, а случайная, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0,95$, не превышала 1,5 %. Измерение временных зависимостей вязкости осуществляли в отдельных экспериментах. При каждой температуре проводили 15 – 40 последовательных отсчетов. Температуру поддержи-

вали на заданном уровне с точностью 1 °С с помощью высокоточного регулятора. При проведении измерений регистрацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью системы фоторегистрации колебаний. Экспериментальная установка, методика измерений временных и температурных зависимостей кинематической вязкости расплавов и обработки экспериментальных данных подробно описаны в работах [10 – 12]. Образцы для вискозиметрического исследования были отобраны от колосников обжиговых тележек из стали 40Х24Н12СЛ. Во всех опытах использовали тигли из ВеО. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 10^5 Па.

Результаты металлографического исследования микроструктуры образцов стали 40Х24Н12СЛ представлены на рис. 1 – 3.

В микроструктуре образца из первой партии наблюдается большое количество мелких карбидов, имеют место и неметаллические включения. Преимущественно это оксикарбонитриды и карбонитриды в виде кристаллов правильной формы, одиночные сульфиды

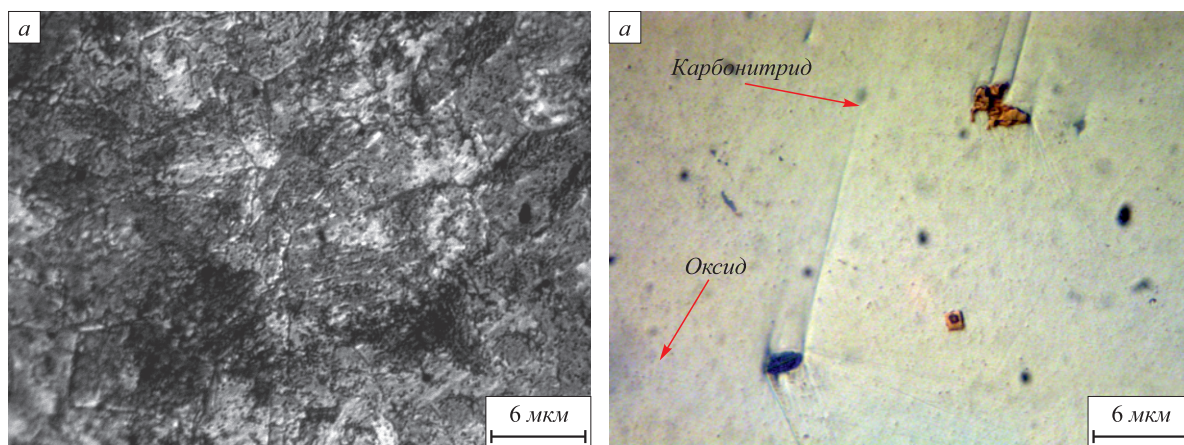


Рис. 1. Микроструктура отливки из первой партии

Fig. 1. Microstructure of the cast from the first batch

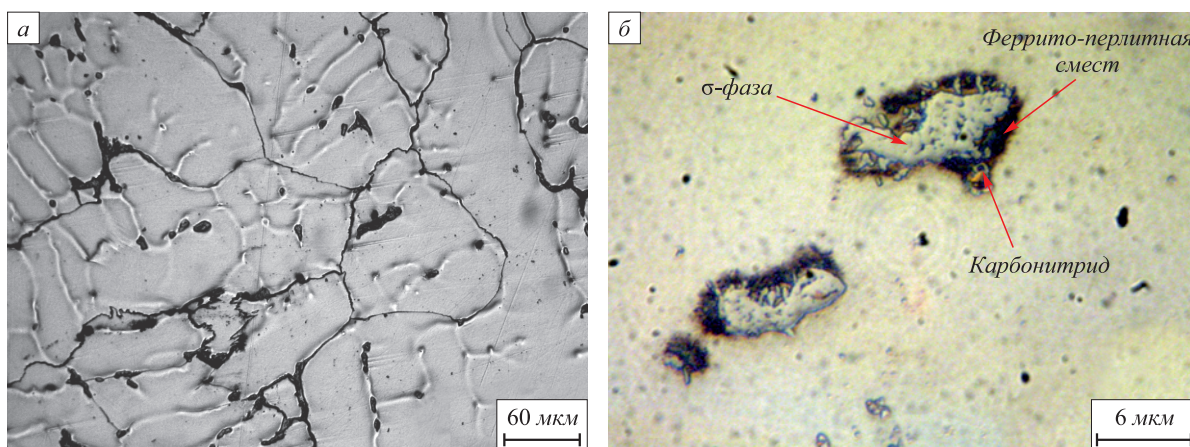


Рис. 2. Микроструктура слитка из второй партии

Fig. 2. Microstructure of the cast from the second batch

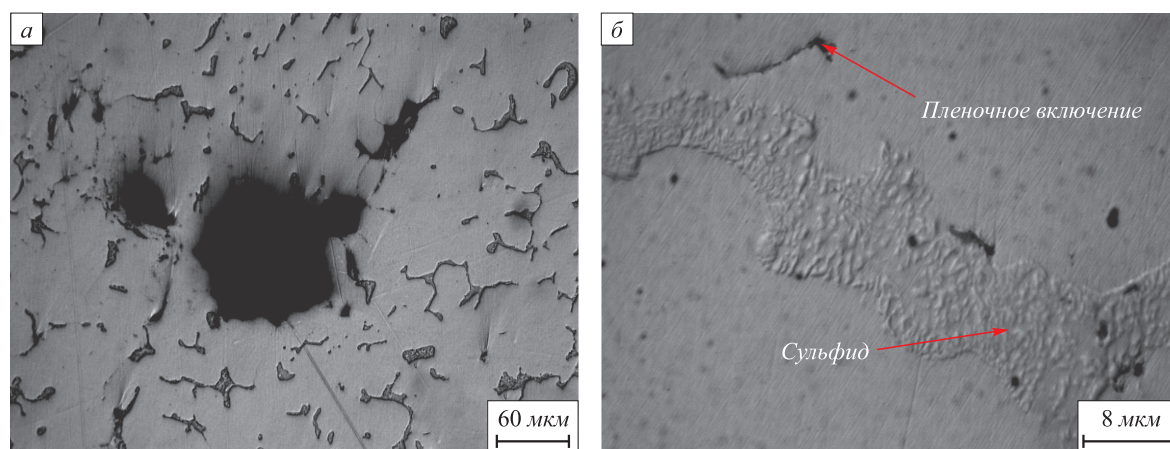


Рис. 3. Микроструктура слитка из четвертой партии

Fig. 3. Microstructure of the cast from the fourth batch

овалоподобной морфологии и оксиды (рис. 1). Микро- твердость основы составляет 2295 МПа.

Микроструктура образцов из второй партии ха- рактеризуется большим количеством неметалличе- ских включений. Преимущественно наблюдаются скопления мелких оксидов, пленочные включения, одиночные сульфиды и карбонитриды. Пленочные включения могут провоцировать образование трещин. Микроструктура металла в основном состоит из ау- стенита (γ) с микротвердостью 2550 МПа. По грани- цам зерен аустенита наблюдаются включения σ -фазы, мелкодисперсной феррито-перлитной смеси с микрот- вердостью ~ 3462 МПа, а также дисперсные карбиды хрома. Распад феррита на хрупкую σ -фазу и ферри- то-перлитную смесь может указывать на особенности охлаждения слитка. Для образца из третьей партии состав неметаллических включений и микрострукту- ра полностью идентичны образцу из второй партии. В микроструктуре образца из пятой партии наряду с участками распавшегося феррита присутствует не- большое количество нераспавшегося высокотемпе- ратурного феррита. Отличие микроструктуры образца из четвертой партии в том, что встречаются дефекты усадочного происхождения и междендритная порис- тость (рис. 3).

Таким образом, можно отметить, что образец из пер- вой партии имеет микроструктуру, отличную от образ- цов остальных партий. Структура образца из первой партии состоит из перлита разной степени дифферен- циации, карбидной фазы и мелкодисперсных карбидов хрома.

Структуры образцов остальных партий полностью идентичны, они состоят из зерен аустенита, незначи- тельного количества высокотемпературного феррита и структур распавшегося феррита – хрупкой σ -фазы и феррито-карбидной структуры, которая экранирует последнюю. Присутствуют мелкодисперсные карбиды хрома. Основное отличие исследуемых литых образ-

цов – это разные объемные доли распавшегося ферри- та, что может определяться колебаниями химическо- го состава даже в рамках ГОСТ 2176-77. Различие в объемной доле выделенных фаз, аустенита и распавше- гося феррита сказывается на значении макротвердости (см. таблицу). Известно, что присутствие неметалли- ческих включений пленочного типа, а также σ -фазы по границам аустенитного зерна является значительным охрупчивающим фактором.

Результаты вискозиметрического исследования образцов жидкой стали 40Х24Н12СЛ, отобранных от колосников обжиговых тележек, характеризующихся различным уровнем механических характеристик, пред- ставлены на рис. 4. Для всех исследованных расплавов обнаружено переохлаждение металлической жидкости на 20 – 80 °С. Для образцов стали из четвертой и пятой партий, имеющих пониженный уровень механических свойств, зафиксировано расхождение политерм нагрева и охлаждения (гистерезис) – $T^* = 1630 - 1670$ °С. Для всех образцов при температуре 1670 °С, как в режиме нагрева, так и в режиме охлаждения, зафиксирован повышенный (в пределах 20 – 10 %) разброс значений кинематической вязкости. Релаксации значений вяз- кости к определенному среднему значению не наблю- дается. Обращает внимание тот факт, что снижение абсолютных значений вязкости с ростом температуры расплава для образцов партий 2 – 5 (для них характерно пониженное значение прочности, см. таблицу) проис- ходит интенсивнее в 2 раза. Все вышеперечисленные факты свидетельствуют о влиянии перегрева расплава на микронеоднородности наследственного характе- ра, возникающие из-за присутствия неметаллических включений пленочного типа, а также σ -фазы и ферри- то-карбидной структуры в исходном слитке. Авторы считают, что для стали 40Х24Н12СЛ не всегда целесо- образно повышать температуру нагрева расплава до 1670 – 1720 °С, т.е. применять гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости, для

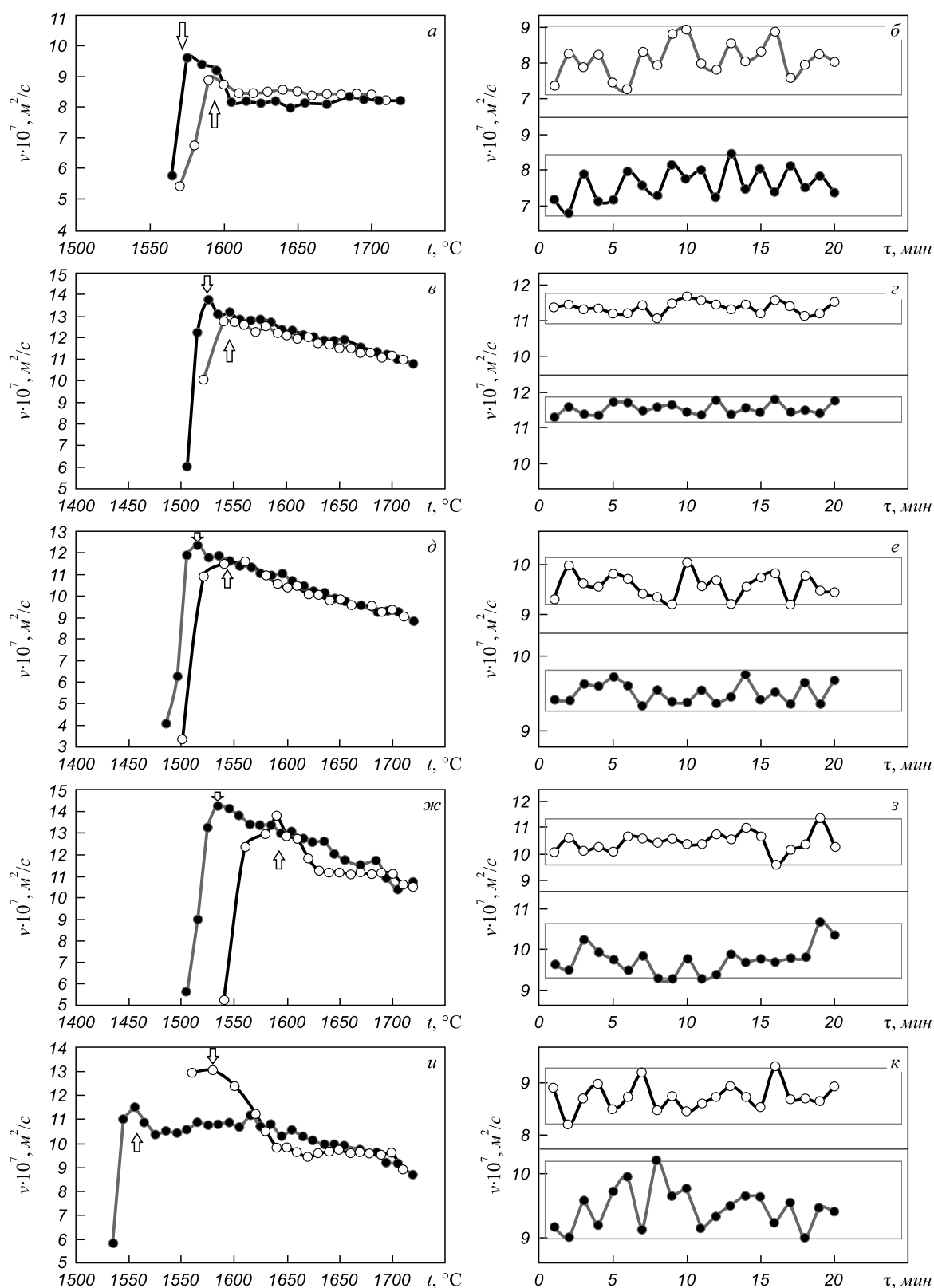


Рис. 4. Температурные и временные зависимости кинематической вязкости расплавов стали 40X24H12CJL, отобранных от колосников обжиговых тележек, характеризующихся различным уровнем механических характеристик: а, б – партия 1; в, г – партия 2; д, е – партия 3; жс, з – партия 4; и, к – партия 5; ○ – нагрев; ● – охлаждение. Временные зависимости кинематической вязкости измерены при $T = 1670 ^\circ\text{C}$. Стрелки указывают значение температур ликвидуса

Fig. 4. Temperature and time dependence of the kinematic viscosity of the molten steel GX40CrNiSi25-12 selected from the grate kiln trucks, characterized by different levels of mechanical properties: а, б – batch 1; в, г – batch 2; д, е – batch 3; жс, з – batch 4; и, к – batch 5; ○ – heating; ● – cooling. Time dependence of the kinematic viscosity measured at $T = 1670 ^\circ\text{C}$. The arrows indicate the value of the liquidus temperature

каждой партии образцов необходимо проводить предварительное вискозиметрическое исследование. Сталь 40X24H12СЛ является двухфазной сталью аустенитно-ферритного класса. Подобные стали отличаются значительной нестабильностью свойств – небольшие колебания в составе внутри марочного содержания элементов приводят к существенному изменению количественного соотношения γ и α -фаз и, следовательно, к различию в свойствах, в том числе и жидкой стали.

Полученные результаты можно качественно интерпретировать на основе представлений о микронеоднородном строении металлических расплавов [3–4]. Согласно этим представлениям, при плавлении многофазной стали не образуется сразу же однородный на атомном уровне раствор легирующих элементов в железе и в определенном интервале температур продолжает сохраняться микронеоднородное состояние. В той области состояний, где указанная микронеоднородность имеет достаточно крупный масштаб, отмечаются нестабильность фиксируемых значений вязкости. Судя по ветвлению кривых $\nu(T)$ переход расплава в состояние истинного раствора происходит лишь вблизи точек этого ветвления. Температуру T^* , отвечающую переходу расплава в более однородное состояние, авторы определили по началу высокотемпературного совпадающего участка политерма нагрева и охлаждения. Для жидкой стали 40X24H12СЛ $T^* = 1630 - 1670$ °С (рис. 4). Согласно работе [1], после перегрева расплава выше T^* при последующем охлаждении могут существенно измениться условия кристаллизации металла и возможно значительное повышение уровня свойств литого металла.

Выводы. Проведено вискозиметрическое исследование образцов жидкой стали 40X24H12СЛ, отобранных от колосников обжиговых тележек, характеризующихся различным уровнем механических свойств. По результатам измерений сделано заключение о связи механических свойств литых образцов стали 40X24H12СЛ с характером температурных и временных зависимостей кинематической вязкости расплава.

Выполнено металлографическое исследование микроструктуры образцов стали 40X24H12СЛ, отобранных от колосников обжиговых тележек. Обнаружено, что микроструктура образцов, для которых характерно пониженное значение прочности и пластичности, содержит больше неметаллических включений. Преимущественно наблюдаются скопления мелких оксидов, пленочные включения, одиночные сульфиды и карбонитриды, по границам зерен аустенита зафиксированы выделения σ -фазы и мелкой феррито-перлитной смеси. Присутствие неметаллических включений пленочного типа, а также σ -фазы по границам аусте-

нитного зерна является значительным охрупчивающим фактором. Твердость (НВ) образцов, для которых характерно пониженное значение прочности и пластичности, меньше на 30 %.

Для образцов из двух партий, имеющих пониженный уровень механических свойств, зафиксировано расхождение политерма нагрева и охлаждения (гистерезис) – $T^* = 1630 - 1670$ °С. Для всех образцов при температуре 1670 °С, как в режиме нагрева, так и в режиме охлаждения, зафиксирован повышенный (в пределах 20 – 10 %) разброс значений кинематической вязкости. Авторы считают, что для стали 40X24H12СЛ не всегда целесообразно повышать температуру нагрева расплава до T^* , т.е. применять гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости. Для каждой партии образцов необходимо проводить предварительное вискозиметрическое исследование, так как сталь 40X24H12СЛ отличается значительной нестабильностью свойств, в том числе и в жидком состоянии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Баум Б.А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 135 с.
2. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
3. Свойства металлических расплавов: Сборник / В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум и др. В 2-х частях Ч. 1 – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. – 358 с.
4. Свойства металлических расплавов: Сборник / В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум и др. В 2-х частях Ч. 2 – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. – 383 с.
5. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства. – М.: Металлургия, 1973. – 288 с.
6. Лыкасов Д.К., Чикова О.А. Оптимизация технологии легирования сплава 2124 марганцем на основе изучения связи структуры и свойств жидкого и литого металла. // Расплавы. 2009. № 1. С. 31 – 39.
7. Атлас дефектов стали: Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 188 с.
8. Металлография сплавов железа: Справ. изд. Пер. с нем. / Н. Лямбер, Т. Греди, Л. И Хабракен и др. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
9. Акшенцева А.П. Металлография коррозионно-стойких сталей и сплавов: Справочник. – М.: Металлургия, 1991. – 286 с.
10. Тягунов Г.В., Цепелев В.С., Кушнир М.Н., Яковлев Г.Н. Установка для измерения кинематической вязкости металлических расплавов // Заводская лаборатория. 1980. № 10. С. 919 – 920.
11. Пат. 2386948 РФ. Способ бесконтактного измерения вязкости высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Выхин, В.С. Цепелев; опубл. 20.04.2010. Бюл. № 11.
12. Пат. 104721 РФ. Устройство для исследования высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Выхин, В.С. Цепелев; опубл. 25.05.2011. Бюл. № 14А.

Поступила 4 декабря 2014 г.

CORRELATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF INGOTS OF STEEL GX40CrNiSi25-12 WITH THEIR MICROSTRUCTURE AND MELT VISCOSITY

Konashkov V.V.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of “Research Center of Physics of Metallic Liquids of Institute of Materials and Metallurgy”*

Tsepelev V.S.¹, *Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Research Center of Physics of metallic liquids of the Institute of Materials and Metallurgy*

Chikova O.A.¹, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of “The Chair of physics”*

(chik63@mail.ru)

Belonosov A.V.², *Postgraduate*

¹ **Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin** (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

² **Ural State Pedagogical University** (26, Kosmonavtov pr., Ekaterinburg, 620017, Russia)

Abstract. Metallographic examination of the microstructure of ingots of steel GX40CrNiSi25-12, which are characterized by different levels of mechanical properties, was held. Samples were selected from the grates of kiln carries. The microstructure of the samples, which are characterized by a lower value of strength and ductility, contains more non-metallic inclusions and σ -phase. The authors studied the viscosity of these samples in the liquid state. The viscosity of the liquid steel is measured by means of damping torsional oscillations of a crucible with melt in heating and subsequent cooling in the range of 1500 – 1720 °C. According to the results of the experiments the correlation of mechanical properties of cast samples of steel GX40CrNiSi25-12 was concluded with features of their microstructure and the kinematic viscosity of the melt.

Keywords: ingot, steel, microstructure, mechanical properties, melts, viscosity, defects, σ -phase.

REFERENCES

1. Baum B.A. *Metallicheskie zhidkosti* [Metallic fluids]. Moscow: Nauka. 1979. 135 p. (In Russ.).
2. Baum B.A., Khasin G.A., Tyagunov G.V. etc. *Zhidkaya stal'* [Liquid steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984. 208 p. (In Russ.).
3. Tsepelev V.S., Konashkov V.V., Baum B.A., Tyagunov G.V., Baryshev E.E. *Svoistva metallicheskih rasplavov: Sbornik* [The properties of metallic melts: Collection of articles]. Part. 1. Ekaterinburg: UGTU-UPI. 2008. 358 p. (In Russ.).
4. Tsepelev V.S., Konashkov V.V., Baum B.A., Tyagunov G.V., Baryshev E.E. *Svoistva metallicheskih rasplavov: Sbornik* [The properties of metallic melts: Collection of articles]. Part. 2. Ekaterinburg: UGTU-UPI. 2008. 383 p. (In Russ.).
5. Gel'd P.V., Baum B.A., Petrushevskii M.S. *Rasplavy ferrosplavovogo proizvodstva* [Melts of ferroalloy production]. Moscow: Metallurgiya. 1973, 288 p. (In Russ.).
6. Lykasov D.K., Chikova O.A. Optimization of alloying technology of alloy 2124 by manganese with studying the connection of structure and properties of liquid and molten metal. *Rasplavy*. 2009, no. 1, pp. 31–39. (In Russ.).
7. *Stahlfehlerfibel*. Vols. 1–2. Freiberg Stahlberatungsstelle. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, VEB, 1975. (Russ.ed. *Atlas defektov stali*. Moscow: Metallurgiya, 1979. 188 p.).
8. Lambert Nicole, Greday Tony, Habraken Louis etc. *De Ferri Metallographia*. Vol. 4. Düsseldorf, Verl. Stahleisen, 1983. (Russ.ed. Lambert N., Greday T., Habraken L. *Metallografiya splavov zheleza: Sprav. Izd.* Moscow: Metallurgiya, 1985. 248 p.).
9. Akshentseva A.P. *Metallografiya korrozionno-stoikikh staley i splavov. Spravochnik* [Metallography of corrosion-resistant steels and alloys. Directory]. Moscow: Metallurgiya, 1990. (In Russ.).
10. Tyagunov G.V., Tsepelev V.S., Kushnir M.N., Yakovlev G.N. Installation for measuring of kinematic viscosity of metal melts. *Zavodskaya laboratoriya*. 1980, no. 10, pp. 919–920. (In Russ.).
11. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin V.V., Tsepelev V.S. *Sposob beskontaktnogo izmereniya вязкости высокотемпературных metallicheskih rasplavov* [Non-contact measurement method of high viscosity of molten metal]. Patent RF no. 2386948. *Byulleten' izobretenii*, 2011, no. 11. (In Russ.).
12. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin V.V., Tsepelev V.S. *Ustroistvo dlya issledovaniya высокотемпературных metallicheskih rasplavov* [Device for studies of high-temperature metal melts]. Patent RF no. 104721, *Byulleten' izobretenii*, 2011, no. 14A. (In Russ.).

Received December 4, 2014

УДК 621.793

СОЗДАНИЕ ДИФфуЗИОННОГО СЛОЯ НА УЗКИХ СТЕНКАХ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ*

Герасимова А.А., к.т.н., доцент, ученый секретарь кафедры инжиниринга технологического оборудования (allochka@rambler.ru)

Радюк А.Г., д.т.н., профессор, вед. научный сотрудник кафедры технологии и оборудования трубного производства (radjuk@rambler.ru)

Титлянов А.Е., к.т.н., старший научный сотрудник кафедры технологии и оборудования трубного производства

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. В работе для повышения срока службы кристаллизаторов МНЛЗ на их отработанных узких стенках из меди М1 и медного сплава МН2,5КрХ были созданы диффузионные слои напылением алюминия толщиной около 1,5 мм с последующим диффузионным отжигом при $t = 8000^\circ\text{C}$ в течение 10 ч в окислительной среде. Установлено, что на поверхности меди М1 наблюдается упрочняющий диффузионный слой толщиной до 1,5 мм, а сплава МН2,5КрХ – 0,6 – 1,4 мм, что объясняется сдерживанием диффузионного процесса содержащимися в нем легирующими элементами с последующей термической обработкой. В качестве основных показателей работоспособности диффузионного слоя использовали его толщину и микротвердость. При проведении анализа исследованных образцов с покрытием установлена целесообразность нанесения на рабочие узкие стенки кристаллизатора алюминиевого газотермического покрытия с последующей термической обработкой в защитной среде по скорректированным режимам и испытание кристаллизатора на МНЛЗ с оценкой состояния стенок в процессе эксплуатации и изменения качества разливаемого металла.

Ключевые слова: кристаллизатор МНЛЗ, узкая стенка, газотермическое покрытие, термообработка, диффузионный слой.

Известно, что многие детали оборудования металлургического производства (кристаллизаторы, конвертерные и доменные фурмы и т.д.) изготавливают из меди и ее сплавов, которые имеют высокую электро- и теплопроводность [1]. В то же время медь имеет низкую жаростойкость и износостойкость [2]. опыты показали, что оксиды меди не сопротивляются тепловым ударам и разрушаются после первой же теплосмены, а также отслаиваются при испытании на трение.

Одним из способов повышения эксплуатационных свойств изделий из меди является термодиффузионное насыщение поверхности легирующими элементами [3]. Одним из основных элементов, используемых для насыщения, является алюминий. Алитирование можно проводить, например, методом насыщения в порошковой смеси, состоящей из 50 % алюминиевой пудры, 49 % Al_2O_3 и 1 % NH_4Cl [4].

Испытание меди марки М1 с покрытием на окисление при 850°C на воздухе показало, что термодиффузионное алитирование является перспективной защитой меди от окисления [5]. Алитированные образцы окисляются значительно медленнее, быстро наступает стабилизация процесса. По-видимому, их окисление происходит по логарифмической зависимости. Образ-

цы алитированной меди после окисления имеют плотный и прочный оксидный слой, который не отслаивается в условиях теплосмен.

Что касается износостойкости, то у алитированных образцов из меди она увеличивается в 1,3 раза [6].

Однако метод диффузионного насыщения в порошковых смесях является сравнительно трудоемким и обладает низкой производительностью. В настоящее время для получения диффузионных слоев на деталях металлургического оборудования применяется метод газотермического напыления покрытий с последующей термообработкой [7]. Стандартное оборудование для напыления таких покрытий является сравнительно компактным и дешевым, ничем не лимитируются размеры покрываемых деталей и возможно напыление локальных и односторонних покрытий [8]. Технологический процесс напыления позволяет получать требуемую производительность нанесения покрытия и характеризуется относительно небольшой трудоемкостью [9].

В результате напыления газотермических покрытий на медь и ее сплавы и последующей термообработки образуется диффузионный слой [10] с жаростойкостью и износостойкостью, не уступающими свойствам, полученным с использованием метода диффузионного насыщения из порошков и необходимыми для повышения срока службы оборудования металлургического производства.

* В работе принимали участие А.Е. Кузнецов, Е.С. Клименко, Н.И. Крикунов, А.А. Петухов, Н.В. Андросов

В настоящее время на ряде отечественных заводов в качестве материалов для изготовления стенок кристаллизаторов МНЛЗ используют медь марки М1, а также медно-никелевый сплав МН2,5КоКрХ. Поэтому для исследований использовали отработанные узкие стенки кристаллизаторов из этих материалов.

В работе диффузионные слои создавали на поверхности меди М1 и медного сплава МН2,5КоКрХ напылением алюминия толщиной около 1,5 мм с последующим диффузионным отжигом при $t = 800^\circ\text{C}$ в течение 10 ч в окислительной среде.

Было установлено, что на поверхности меди М1 наблюдается упрочняющий диффузионный слой толщиной до 1,5 мм, а сплава МН2,5КоКрХ – толщиной 0,6 – 1,4 мм, что объясняется сдерживанием диффузионного процесса содержащимися в нем легирующими элементами. В любом случае толщина диффузионного слоя не превышает толщину напыляемого покрытия.

Известно, что ресурс работы диффузионного слоя, создаваемого на медных деталях металлургического оборудования, определяется, прежде всего, его толщиной. Увеличение толщины напыляемого покрытия, а также повышение температуры и времени термообработки, как правило, приводят к увеличению толщины диффузионного слоя. Однако увеличение толщины напыляемого покрытия сопровождается снижением его адгезии, а повышение температуры термообработки – сильным окислением покрытия и непокрытых участков медной основы. В связи с этим для увеличения толщины диффузионного слоя диффузионный отжиг покрытий на меди проводили в защитной среде (95 % N_2 + 5 % H_2 или 100 % H_2) при температурах 800 – 900 °C в течение 10 ч.

В работе исследовали образцы из меди М1с алюминиевым покрытием. Маркировка образцов: № 1 – без диффузионного отжига, остальные – после диффузионного отжига (см. таблицу).

В результате исследований установлено, что:

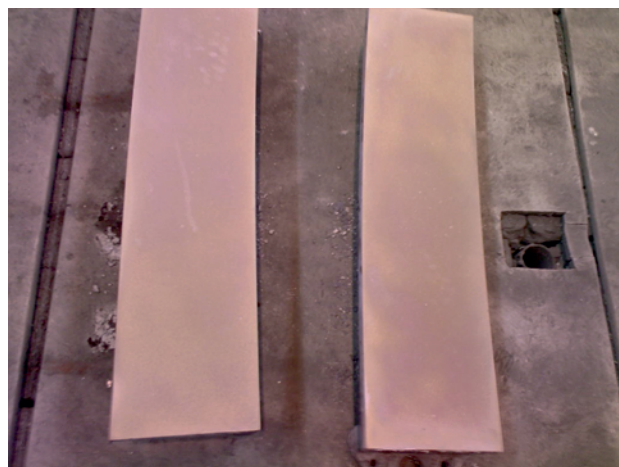
- существуют режимы термообработки, обеспечивающие получение диффузионного слоя на поверхности медных образцов без язвин и разрывов, толщиной более 4,0 мм и высокой твердости;
- увеличение толщины напыляемого покрытия и повышение температуры термообработки, как

правило, приводят к увеличению толщины диффузионного слоя;

- изменение защитной среды с 95 % N_2 + 5 % H_2 на 100 % H_2 практически не изменяет толщину диффузионного слоя;
- максимальная толщина диффузионного слоя $h_{\text{д.с.}} = 4,0 - 4,6$ мм достигается при $t = 900^\circ\text{C}$ и $h_{\text{п}} = 2,5$ мм;
- микротвердость диффузионного слоя в 2 – 6 раз превосходит микротвердость меди и составляет 1140 – 3880 МПа против 460 – 590 МПа на медной основе.

Далее на поверхность двух пар выведенных из эксплуатации узких стенок кристаллизаторов было нанесено алюминиевое газотермическое покрытие толщиной около 2,0 мм. Одна пара прошла термообработку в защитной среде (95 % N_2 + 5 % H_2) при температуре 800 °C в течение 10 ч, а другая в защитной среде (100 % H_2) при температуре 900 °C в течение 10 ч (см. рисунок).

В результате исследований образцов из стенки первой пары толщина диффузионного слоя составила 0,9 – 1,2 мм, а его микротвердость – 1650 – 3250 МПа.



Стенки кристаллизатора после термообработки в защитной среде (100 % H_2) при температуре 900 °C в течение 10 ч

Walls of the mold after heat treatment in a protective atmosphere (100 % H_2) at temperature of 900 °C for 10 hours

Влияние толщины алюминиевого покрытия, режима термообработки и защитной среды на толщину и микротвердость диффузионного слоя

Номер образца	$h_{\text{п}}$, мм	$t, ^\circ\text{C} / \tau$, ч	Среда	$h_{\text{д.с.}}$, мм	Микротвердость, H_m , МПа
1	1,1 – 1,5	–	–	–	310
2	1,0	800/10	95 % N_2 + 5 % H_2	0,7 – 0,9	1650 – 3010
3	1,5	850/10	100 % H_2	3,8 – 4,0	1490 – 3880
4	1,0	900/10	95 % N_2 + 5 % H_2	2,3 – 2,4	1180 – 2100
5	1,0	900/10	100 % H_2	2,6 – 3,0	1420 – 1510
6	1,5	900/10	100 % H_2	3,3 – 4,0	1350 – 2750
7	2,5	900/10	95 % N_2 + 5 % H_2	4,0 – 4,6	1140 – 3330

Однако такой толщины недостаточно для механической обработки поверхности стенок со стороны покрытия и получения остаточных значений толщин, обеспечивающих значительное увеличение их срока службы.

Осмотр второй пары стенок показал, что их термообработка в защитной среде при температуре 900 °С и времени выдержки 10 ч приводит к короблению в результате данного процесса, которое не устраняется механическим способом.

Целесообразно нанесение на рабочие узкие стенки кристаллизатора алюминиевого газотермического покрытия с последующей термической обработкой в защитной среде по скорректированным режимам и испытание кристаллизатора на МНЛЗ с оценкой состояния стенок в процессе эксплуатации и изменения качества разливаемого металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.

- Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Украинцев А.Е. Формирование диффузионных слоев на поверхности меди и ее сплавов // Цветные металлы. 2007. № 5. С. 95 – 97.
- Зайт В. Диффузия в металлах – М.: Металлургия, 1966. – 654 с.
- Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов – М.: Машиностроение, 1965. – 491 с.
- Вавиловская Н.Г., Тимонина Л.Г. Окалиностойкость и сопротивление истиранию меди, диффузионно-насыщенной алюминием, никелем, цирконием // Защитные покрытия на металлах. 1971. Вып. 5. С. 177 – 179.
- Дубинин Г.Н., Соколов В.С. Жаростойкость и коррозионная стойкость меди и бронзы после алитохромирования // Защитные покрытия на металлах. 1979. Вып. 13. С. 79 – 82.
- Радюк А.Г., Титлянов А.Е. Совершенствование работы деталей металлургического оборудования из меди напылением газопламенных покрытий // Сталь. 2011. № 3. С. 7 – 9.
- Какуевичкий В.А. Применение газотермических покрытий при изготовлении и ремонте машин. – Киев: Техника, 1989. – 174 с.
- Поляк М.С. Технология упрочнения: в 2-х томах. Т.1. – М.: Машиностроение, 1995. – 832 с.
- Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Самедов Э.М. Свойства поверхностного слоя на меди, образующегося после нанесения и термообработки алюминиевого газотермического покрытия // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2007. № 3. С. 70 – 74.

Поступила 21 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 174–176.

CREATING A DIFFUSION LAYER ON THE NARROW SIDES OF THE MOLD OF CONTINUOUS CASTING MACHINE USING ALUMINUM THERMAL SPRAY COATINGS

Gerasimova A.A., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Academic Secretary of the Chair “ITO” (allochka@rambler.ru)

Radyuk A.G., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Technology and Equipment for Pipe Production”

Titlyanov A.E., Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Chair “Technology and Equipment for Pipe Production”

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4, Leninskii pr., Moscow, 119049, Russia)

Abstract. To increase the service life of molds of CCM, there were created diffusion layers on their worked narrow sides of copper M1 and copper alloy MN2.5KoKrKh by sputtering of aluminum layer about 1.5 mm with subsequent diffusion annealing at $T = 800$ °C during 10 hours in an oxidizing atmosphere. It was found that on the copper surface of M1 it was observed hardening diffusion layer with thickness up to 1.5 mm, and of alloy MN2.5KoKrKh – 0.6 to 1.4 mm, that can be explained by the deterrence of diffusion process of contained alloying elements at subsequent thermal treatment. As the main indicators of the health of the diffusion layer authors used its thickness and microhardness. During the analysis of the coated samples the feasibility of the application working on the narrow wall of the mold with aluminum thermal spray coating was established, followed by heat treatment in a protective atmosphere adjusted modes. The authors tested the mold of continuous casting machine with the assessment of the condition of the walls in the process of operation and changes in the quality of cast metal.

Keywords: mold, narrow wall, thermal spray coating, heat treatment, diffusion layer.

REFERENCES

- Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1978. 392 p. (In Russ.)

- Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Ukraintsev A.E. Formation of the diffusion layers on the surface of copper and its alloys. *Tsvetnye metalli*. 2007, no. 5, pp. 95–97. (In Russ.)
- Seith Wolfgang. *Diffusion in Metallen*. Platzwechselreaktionen. Springer Verl., 1955. (Russ.ed.: Seith W. *Diffuziya v metallakh*. Moscow: Metallurgiya, 1966. 654 p.)
- Minkevich A.N. *Ximiko–termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemical thermal treatment of metals and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1965. 491 p. (In Russ.)
- Vavilovskaya N.G., Timonina L.G. Scaling and abrasion resistance of copper, diffusion-saturated by aluminum, nickel, zirconium. *Zashchitnye pokrytiya na metallakh*. 1971. Issue 5, pp. 177–179. (In Russ.)
- Dubin G.N., Sokolov V.S. Heat resistance and corrosion resistance of copper and bronze after alite chromizing. *Zashchitnye pokrytiya na metallakh*. 1979. Issue 13, pp. 79–82. (In Russ.)
- Radyuk A.G., Titlyanov A.E. Improving the performance of the details of metallurgical equipment of copper thermal spray coatings. *Stal*. 2011, no. 3, pp. 7–9. (In Russ.)
- Kakuevitskii V.A. *Primenenie gazotermicheskikh pokrytii pri izgotovlenii i remonte mashin* [The use of thermal spray coatings in production and repairs of machines]. Kiev: Tekhnika, 1989. 174 p. (In Russ.)
- Polyak M.S. *Tekhnologiya uprochneniya: v 2-kh t.* [Hardening technology, vols 1–2]. Vol. 1. Moscow: Mashinostroenie, 1995. 832 p. (In Russ.)
- Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Samedov E.M. Properties of the surface layer of copper formed after application and heat treatment of aluminum thermal spray coatings. *Izv. VUZov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2007, no. 3, pp. 70–74. (In Russ.)

Acknowledgements. The work was performed with the participation of Kuznetsov A.E., Klimenko E.S., Krikunov N.I., Petukhov A.A., Androsov N.V.

Received January 21, 2015.

УДК 669.01

ОБ ОПТИМАЛЬНОМ РЕЖИМЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ЖИДКИХ СТАЛЕЙ 32Г1 И 32Г2

Боровых М.А., аспирант кафедры физики

Чикова О.А., д.-ф.-м.н., профессор кафедры физики (chik63@mail.ru)

Цепелев В.С., д.т.н., профессор, директор Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии

Вьюхин В.В., ст. научный сотрудник Исследовательского центра физики
металлических жидкостей Института материаловедения и металлургии

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

Аннотация. Проведено вискозиметрическое исследование жидких сталей марок 32Г1 и 32Г2, отобранных от готовых труб нефтегазового сортамента. Получены температурные и временные зависимости кинематической вязкости жидких сталей 32Г1 и 32Г2. Измерение вязкости выполнено методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур от 1450 до 1810 °С. Результаты вискозиметрического эксперимента обсуждены в рамках современных представлений о микронеоднородном строении металлических расплавов. По результатам измерений кинематической вязкости сделаны рекомендации об оптимальном режиме температурно-временной обработки жидких сталей 32Г1 и 32Г2. Показано, что для стали 32Г2 целесообразно повысить температуру нагрева расплава до 1650 – 1670 °С, т. е. применить температурно-временную обработку.

Ключевые слова: трубы нефтегазового сортамента, сталь, микроструктура, расплав, вязкость, микронеоднородности, температурно-временная обработка расплава.

Конструкционная качественная марганцовистая сталь марок 32Г1 и 32Г2 применяется для изготовления труб нефтегазовой промышленности, а именно для изготовления бесшовных насосно-компрессорных и обсадных труб нефтяного сортамента, подвергающихся эксплуатации в диапазоне температур от +50 до –10 °С. Сталь 32Г2 содержит компоненты в следующем соотношении, % (по массе): углерод 0,30 – 0,35; кремний 0,17 – 0,37; марганец 1,20 – 1,50; хром не более 0,30; никель не более 0,20; медь не более 0,30; сера не более 0,035; фосфор не более 0,035. Элементный состав стали 32Г1 отличается содержанием марганца – 0,9 – 1,2 %. Углерод – основной химический элемент в стали, который определяет ее прочностные и эксплуатационные характеристики. Нижний предел 0,42 % ограничен необходимостью получения требуемого комплекса прочностных свойств металла после металлургического передела при изготовлении горячекатаных бесшовных труб. Верхний предел 0,54 % ограничен необходимостью обеспечения высоких вязких свойств. Марганец в пределах 0,90 – 1,40 % обеспечивает требуемое сочетание прочностных и вязких свойств за счет усиления влияния ниобия и молибдена на устойчивость переохлажденного аустенита. Однако эта сталь обладает недостаточно высокими показателями прочностных свойств и хладостойкости [1 – 2]. Авторы предлагают для улучшения качества стали применить температурно-временную обработку в жидком состоянии – гомогенизирующую

термическую обработку металлической жидкости [3 – 5]. Этот способ позволяет получить металл с минимальным количеством дефектов и не требует высоких скоростей охлаждения [6]. Идея метода основана на предположении о том, что при температурах выше температуры ликвидус в металлической жидкости в течение длительного времени могут существовать микронеоднородности, отличные по химическому составу от окружающего расплава. Для их разрушения нужны перегревы жидкого металла до определенной для каждого состава температуры $T_{\text{гом}}$. После такого перегрева расплав необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия его кристаллизации. Экспериментально установлено, что разрушение микронеоднородной структуры расплавов обычно сопровождается аномалиями температурных зависимостей свойств металлической жидкости, в частности вязкости. Обнаружено расхождение температурных зависимостей вязкости расплава соответствующим режимам нагрева и последующего охлаждения образца. Температуру $T_{\text{гом}}$, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, в этом случае определяли по началу высокотемпературного совпадающего участка политерм нагрева и охлаждения. В ряде вискозиметрических опытов с микронеоднородными расплавами был зафиксирован аномально высокий разброс значений кинематической вязкости, зачастую не позволяющий корректно определить данную величину

ну. При нагреве до $T_{\text{гом}}$ указанный разброс необратимо уменьшался до значений, соответствующих случайной погрешности измерений [7 – 8].

Работа посвящена определению научно обоснованного режима температурно-временной обработки расплавов сталей 32Г1 и 32Г2, направленного на улучшение качества непрерывнолитой заготовки и, как следствие, бесшовных труб нефтегазового сортамента. Исследованы температурные $\nu(t)$ и временные $\nu(\tau)$ зависимости вязкости расплавов этих сталей с целью определения температур их гомогенизации $T_{\text{гом}}$.

Объектом исследования служили образцы стали 32Г1 и 32Г2, отобранные от бесшовных труб нефтегазового сортамента в условиях ОАО «Синарский трубный завод».

Вязкость ν измеряли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур от 1450 до 1810 °С. Измерения температурных зависимостей проводили в режиме изотермических выдержек (не менее 30 мин) со сравнительно малыми (10 – 15 °С) ступенчатыми изменениями температуры. Измерение временных зависимостей вязкости осуществляли в отдельных экспериментах. При каждой температуре проводили 15 – 40 последовательных отсчетов. Температуру поддерживали на заданном уровне с точностью 1 °С с помощью высокоточного регулятора. При проведении измерений регистрацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью системы фоторегистрации колебаний. Экспериментальная установка, методика измерений временных и температурных зависимостей кинематической вязкости расплавов и обработки экспериментальных данных подробно описаны в работах [9 – 11]. Во всех опытах использовали тигли из ВеО. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 10^5 Па. Систематическая погрешность измерения $\nu(t)$

составляла 3 %, а случайная, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0,95$ не превышала 1,5 %.

Результаты вискозиметрического исследования расплавов сталей 32Г1 и 32Г2, отобранных от бесшовных труб нефтегазового сортамента, представлены на рис. 1, 2. Для всех исследованных расплавов обнаружено переохлаждение металлической жидкости на 100 – 110 °С. Для образцов стали 32Г2 (с большим содержанием марганца) зафиксировано расхождение политерма нагрева и охлаждения (гистерезис) – $T_{\text{гом}} = 1650$ °С. Для всех образцов, как в режиме нагрева, так и в режиме охлаждения, зафиксирован скачок (в пределах 10 %) значений кинематической вязкости (рис. 3). Обращает внимание следующая особенность: релаксация вязкости к определенному среднему значению как в режиме нагрева, так и в режиме охлаждения образца. Все вышеперечисленные факты свидетельствуют о влиянии перегрева расплава на микронеоднородности наследственного характера, имевшие место в

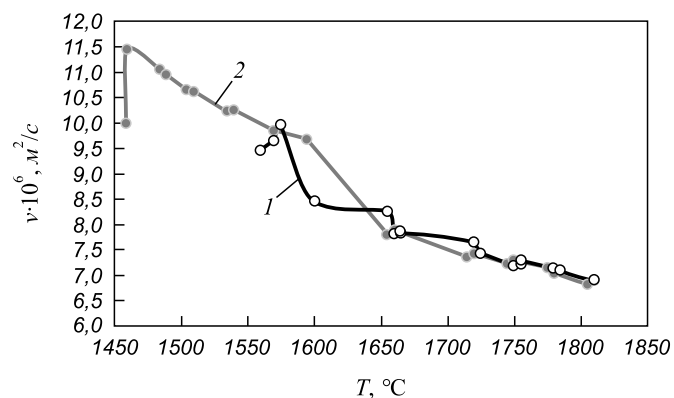


Рис. 2. Температурная зависимость вязкости жидкой стали 32Г2:
1 – нагрев до 1810 °С; 2 – охлаждение

Fig. 2. Experimental temperature dependences of the kinematic viscosity of the liquid steel 32Г2:
1 – heating to 1810 °C, 2 – cooling

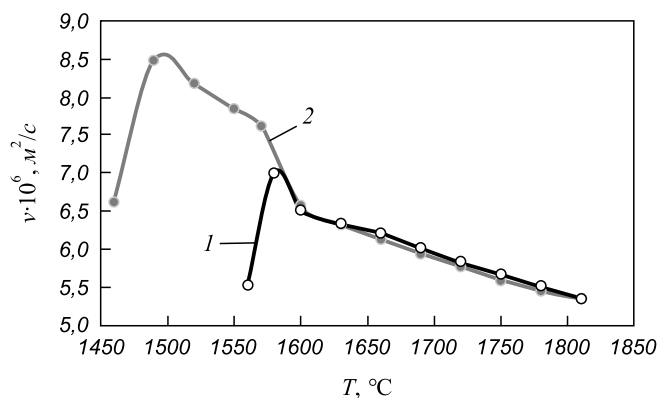


Рис. 1. Температурная зависимость вязкости жидкой стали 32Г1:
1 – нагрев до 1810 °С; 2 – охлаждение

Fig. 1. Experimental temperature dependences of the kinematic viscosity of the liquid steel 32Г1:
1 – heating to 1810 °C, 2 – cooling

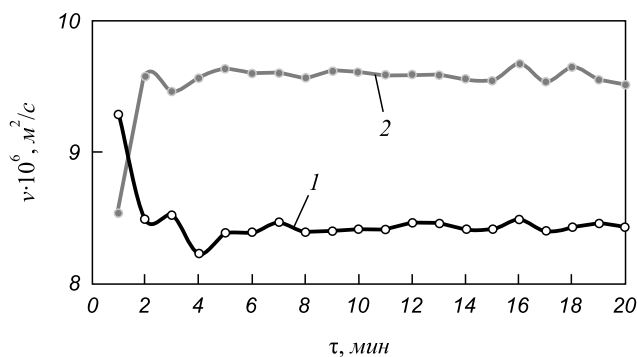


Рис. 3. Временные зависимости вязкости жидкой стали 32Г2:
1 – нагрев, $T = 1600$ °С; 2 – охлаждение, $T = 1600$ °С

Fig. 3. Experimental time dependences of the kinematic viscosity of the liquid steel 32Г2:
1 – heating, $T = 1600$ °C; 2 – cooling, $T = 1600$ °C

исходном слитке. Авторы считают, что для стали 32Г2 целесообразно повысить температуру нагрева расплава до 1650 – 1670 °С, т. е. применить гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Стали и сплавы. Марочник: Справочник / Под ред. В.Г. Сорокина, М.А. Гервасьева. – М.: Интермет инжиниринг, 2001. – 608 с.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
3. Баум Б.А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 135 с.
4. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин Г.А., Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
5. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства. – М.: Металлургия, 1973. – 288 с.
6. Свойства металлических расплавов: Сборник /В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум и др. В 2-х частях. Ч. 1. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. – 358с.
7. Свойства металлических расплавов: Сборник /В.С. Цепелев, В.В. Конашков, Б.А. Баум, Г.В. и др. В 2-х частях. Ч. 2. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. – 383с.
8. Чикова О.А., Цепелев В.С., Вьюхин В.В., Белоносов А.В. Влияние дефектов на вязкость жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 9. С. 53 – 56.
9. Тягунов Г.В., Цепелев В.С., Кушнир М.Н., Яковлев Г.Н. Установка для измерения кинематической вязкости металлических расплавов // Заводская лаборатория. 1980. № 10. С. 919 – 920.
10. Пат. 2386948 РФ. Способ бесконтактного измерения вязкости высокотемпературных металлических расплавов /А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев; опуб. 20.04.2010, бюл. № 11.
11. Пат. 104721 РФ. Устройство для исследования высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев; опуб. 25.05.2011, бюл. № 14А.

Поступила 24 октября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 177–179.

THE OPTIMAL METHOD OF TEMPERATURE-TIME PROCESSING OF LIQUID STEELS 32G1 AND 32G2

Borovykh M.A., Postgraduate of the Chair of Physics
Chikova O.A., Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the
Chair of Physics (chik63@mail.ru)

Tsepelev V.S., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Research Center of Physics of metallic liquids of the Institute of Materials and Metallurgy

V'yukhin V.V., Senior Researcher of the Research Center of Physics of metallic liquids of the Institute of Materials and Metallurgy

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

Abstract. Measured the viscosity of liquid steels 32Г1 and 32Г2. Samples taken from the pipe Naftogaz assortment. Measured temperature and time dependences of the kinematic viscosity of the liquid steel 32Г1 and 32Г2. The viscosity of the liquid steel is measured by means of damping torsional oscillations of a crucible with melt in heating and subsequent cooling in the range 1450–1810°C. Results viscometric experiment discussed in the framework of modern concepts of micro heterogeneous structure of metallic melts. Recommendations optimal regime of temperature-time processing of liquid steel 32G1 and 32G2 authors eventually made. It is shown that for steel 32G2 appropriate to raise the temperature of heating the melt to 1650–1670 °C, i.e. apply a temperature-time processing.

Keywords: pipe Naftogaz assortment, steel, microstructure, mechanical properties, melts, viscosity, microinhomogeneity, temperature-time processing of the melt.

REFERENCES

1. Sorokin V.G. etc. *Stali i splavy. Marochnik: Sprav. Izd.* [Steels and alloys: Directory]. Sorokin V.G., Gervas'ev M.A. eds. Moscow: Intermet inzhiniring. 2001, 608 p. (In Russ.).
2. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.R. *Spetsial'nye stali* [Special Steels]. Moscow: MISIS, 1999. 408 p. (In Russ.).
3. Baum B.A. *Metallicheskie zhidkosti* [Metallic fluids]. Moscow: Nauka, 1979. 135 p. (In Russ.).
4. Baum B.A., Khasin G.A., Tyagunov G.V. etc. *Zhidkaya stal'* [Liquid steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984. 208 p. (In Russ.).
5. Gel'd P.V., Baum B.A., Petrushevskii M.S. *Rasplavy ferrosplavnogo proizvodstva* [Melts of ferroalloy production]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 288 p. (In Russ.).
6. Tsepelev V.S., Konashkov V.V., Baum B.A., Tyagunov G.V., Baryshev E.E. *Svoistva metallicheskih rasplavov: Sbornik. V 2-kh ch.* [The properties of metallic melts: Manual, in 2 books]. Part. 1. Ekaterinburg: UGTU-UPI. 2008, 358 p. (In Russ.).
7. Tsepelev V.S., Konashkov V.V., Baum B.A., Tyagunov G.V., Baryshev E.E. *Svoistva metallicheskih rasplavov: Sbornik. V 2-kh ch.* [The properties of metallic melts: Manual, in 2 books]. Part. 2. Ekaterinburg: UGTU-UPI. 2008, 383 p. (In Russ.).
8. Chikova O.A., Tsepelev V.S., V'yukhin V.V., Belonosov A.V. The influence of defects on the viscosity of the liquid steels 9Cr2MoV and 75Cr3MoV. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 9, pp. 53–56. (In Russ.).
9. Tyagunov G.V., Tsepelev V.S., Kushnir M.N., Yakovlev G.N. *Ustanovka dlya izmereniya kinematicheskoi vyazkosti metallicheskih rasplavov. Zavodskaya laboratoriya*. 1980, no. 10, pp. 919–920. (In Russ.).
10. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin, V.V., Tsepelev V.S. *Sposob beskontaktnogo izmereniya vyazkosti vysokotemperaturnykh metallicheskih rasplavov* [Non-contact measurement method of high viscosity of molten metal]. Patent RF no. 2386948, Byulleten' izobretenii. 2010, no. 11. (In Russ.).
11. Povodator A.M., Konashkov V.V., V'yukhin, V.V., Tsepelev V.S. *Ustroistvo dlya issledovaniya vysokotemperaturnykh metallicheskih rasplavov* [Device for studies of high-temperature metal melts]. Patent RF no. 104721, Byulleten' izobretenii. 2011, no. 14A. (In Russ.).

Received October 24, 2014

УДК 669.162.1: 669.046

ВЛИЯНИЕ ПРИРОДНОГО РУДООБРАЗОВАНИЯ НА МИНЕРАЛЬНЫЙ СОСТАВ И ХОЛОДНУЮ ПРОЧНОСТЬ ОФЛЮСОВАННЫХ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ АГЛОМЕРАТОВ

*Малышева Т.Я.¹, к. г.-м. н., профессор кафедры
«Экстракция и рециклинг черных металлов»*

Павлов Р.М.¹, магистр кафедры «Экстракция и рециклинг черных металлов»

Мансурова Н.Р.², к.т.н., главный специалист по исследованию железорудного сырья

Деткова Т.В.³, к.т.н., менеджер по исследованию сырья (tvdetkova@yandex.ru)

¹ **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

² **ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат»**
(398040, Россия, Липецк, пл. Металлургов, д. 2)

³ **Череповецкий металлургический комбинат ОАО «Северсталь»**
(162608, Россия, Вологодская область, Череповец, ул. Мира, 30)

Аннотация. Показано определяющее влияние природного рудообразования железных руд на процесс спекания и прочность офлюсованных агломератов. Кристаллы магнетита гомогенного строения активно переходят в расплав, формируя в агломератах низкой основности силикатные связки рудных зерен. С ростом основности смена силикатных связей на ферритные определяется количеством железа в расплаве и высоким окислительным потенциалом газовой фазы. Участие магнетита гетерогенного строения в процессах расплавообразования ограничено. При спекании агломератов низкое содержание железа в расплаве расширяет область кристаллизации силикатных связей, сдвигая начало процесса ферритообразования в сторону агломератов высокой основности.

Ключевые слова: железорудные месторождения, природное рудообразование, кристаллы магнетита гомогенного и гетерогенного строения, агломераты, основность, силикатные и ферритные связки, холодная прочность.

Повсеместное производство агломератов основности 1,2 закончилось с началом использования в доменной шихте наряду с агломератами железорудных окатышей. Основность промышленных агломератов каждого из металлургических комбинатов приходится рассчитывать с учетом состава и количества потребляемых окатышей для сохранения требуемой основности доменного шлака. Это явилось причиной появления большого числа работ, посвященных установлению зависимости прочностных свойств агломератов от основности. Было установлено, что для различных типов железных руд и технологических условий их спекания падение прочности агломератов происходит в узком интервале основности. При этом в результатах проведенных исследований отсутствовало единое мнение о природе, составе и свойствах минералов-связок, являющихся причиной разрушения агломератов. Плоды многочисленных работ обобщены в трех монографиях [1 – 3]. Позже появился ряд книг, касающихся разработки теоретических основ процессов формирования агломератов с подробным изложением технологических условий, обеспечивающих производство агломератов высоких металлургических свойств [4 – 6].

Сейчас, несмотря на это, трудности, связанные с производством высокоофлюсованных агломератов

на металлургических комбинатах обострились, поскольку изменились условия производства окатышей, используемых в шихте доменных печей. В России горно-обогатительные предприятия перешли на производство окатышей естественной основности ($\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 0,05$) из концентратов руд труднообогатимых и тугоплавких железистых кварцитов. Проблема производства прочных офлюсованных агломератов на каждом металлургическом комбинате вновь стала актуальной.

Исследования последних лет показали, что два ведущих металлургических комбината, Магнитогорский (ММК) и Череповецкий (ЧерМК), производящих агломераты из генетически одинаковых магнетитовых руд и близких по составу шихтовых материалов в интервале основности от 1,0 до 3,0, имеют различные показатели холодной прочности агломератов [7, 8]. Известно, что холодная прочность спеченного агломерата во многом определяется минеральным составом и физико-механическими свойствами связок рудных зерен окисленного сырья, а направление расплавообразования на стадии жидкофазного спекания зависит от валентного состояния железа в расплаве [9].

В настоящей работе впервые особое внимание уделено микроструктурным особенностям кристаллов

магнетита железных руд, используемых в шихтах ММК и ЧерМК.

Генетические особенности железных руд

Аглошихта ММК состоит из аглоруд и концентратов осадочно-метаморфических железистых кварцитов Михайловского и Лебединского месторождений Курской магнитной аномалии и магматических руд скарнового типа Магнитогорского и Соколовско-Сарбайского рудопоявления.

В аглошихте ЧерМК используются оленегорские железистые кварциты и магматические руды Ковдорского месторождения. Основным рудным минералом аглошихт обоих комбинатов является магнетит Fe_3O_4 . Таким образом, каждый из двух металлургических комбинатов приблизительно в равных количественных соотношениях производит железорудные агломераты из одинаковых генетических типов магнетитовых руд: осадочно-метаморфических и магматических. Магнетит никогда не отвечает формуле Fe_3O_4 ($\text{Fe}^{2+}\text{Fe}^{3+}_2\text{O}_4$). Отношение FeO к Fe_2O_3 в нем обычно несколько меньше единицы и является функцией температуры и окислительного потенциала газовой фазы.

Методом электронно-микроскопического анализа установлено, что магнетиты железорудных месторождений обладают принципиально разными типами природного оруденения [10, 11].

Магнетит руд железистых кварцитов и магматических руд скарнового типа имеет гомогенное строение и по своему составу близок к стехиометрии: 31,0 % FeO ; 69,0 % Fe_2O_3 . По данным рентгеноспектрального микрозондирования, в решетке кристаллов магнетита руд скарнового типа обнаружены десятые и сотые доли процентов элементов-примесей Mg , Al и Mn , не влияющих на его физико-механические свойства.

Магнетит магматических руд Ковдорского месторождения имеет гетерогенное строение, поскольку является продуктом распада твердых растворов в результате особых природных условий существования и охлаждения самого магматического очага. Кристаллы магнетита Ковдорского месторождения неодинаковы по составу и для них характерно повышенное содержание магния. Матрица кристаллов магнетита является магнезиоферритом, содержащим в своем составе до 3,5 – 4,5 % (по массе) оксида магния. Главные элементы-примеси алюминий, титан и магний в кристаллах магнетита находятся в виде отдельных микрофаз. Изоморфная примесь алюминия в магнетите присутствует как самостоятельная фаза герцинит FeAl_2O_4 , магний в виде шпинели MgFe_2O_4 , титан как ульвошпинель TiFe_2O_4 . Каждая из микрофаз имеет температуру плавления, отличную от температуры плавления магнетита стехиометрического состава Fe_3O_4 (1591 °C).

Информация о различном типе природного рудообразования кристаллов магнетита в аглошихтах маг-

нитогорских и череповецких агломератов позволяет по-новому рассмотреть механизм спекания агломератов и, главное, объяснить причину различных показателей холодной прочности в интервале их одинаковой основности.

С этой целью были повторно изучены образцы агломератов, полученные из промышленных аглошихт на рудоиспытательных станциях каждого из комбинатов. Исследования были дополнены замерами реальных составов минеральных связей методом рентгеноспектрального микрозондирования. Методом мессбауэровской спектроскопии определена эволюция железа магнетита на разных стадиях формирования минеральных связей – носителей прочности агломератов.

В ранее проведенных работах по изучению магнитогорских и череповецких агломератов в интервале основности 1,0 – 3,0 была прослежена эволюция минерального состава связей и холодной прочности агломератов. В настоящем исследовании для установления реальной зависимости холодной прочности от основности агломератов с учетом определяющей роли железа магнетита их показатели графически сопоставлены с эволюцией минеральных связей – носителей прочности готовой продукции.

Механизм спекания магнитогорских агломератов

Магнитогорские агломераты в широком интервале основности имели различный минеральный состав основных рудных фаз и связей-носителей их прочности. Химический состав исследованных агломератов приведен в табл. 1.

В составе низкоофлюсованных агломератов носителями прочности являются высокожелезистые оливины CaFeSiO_4 , образовавшиеся при охлаждении железосиликатного расплава, в составе которого направление минералообразования определяется двухвалентным железом. Высокожелезистые оливиновые связки – про-

Таблица 1

Химический состав магнитогорских агломератов, % (по массе)*

Основность, CaO/SiO_2	$\text{Fe}_{\text{общ}}$	FeO	SiO_2	CaO
1,0	59,2	19,5	6,7	7,1
1,2	57,6	19,9	7,4	9,0
1,3	55,6	21,7	6,8	8,8
1,6	55,5	17,5	7,0	11,2
1,9	54,9	15,0	6,7	12,6
2,3	54,1	13,7	5,7	13,8
3,0	51,4	11,6	4,9	15,2

* Содержание Al_2O_3 и MgO в составе агломератов не превышало 1,5 – 2,0 % (по массе)

дукт кристаллизации железосиликатного расплава при низком окислительном потенциале газовой фазы в зонах горения твердого топлива. В этих условиях в спекаемом слое агломерата происходит перераспределение железа между магнетитом (преимущественно мелкой фракции) и силикатным расплавом, о чем свидетельствует резкое снижение железа магнетита и столь же резкое его повышение в расплаве (рис. 1).

Начало падения прочности агломератов с ростом основности связано с появлением в силикатной связке наряду с высокожелезистым оливином двукальциевого силиката Ca_2SiO_4 . Причиной изменения минерального состава связки является наличие общей границы полей кристаллизации между оливином CaFeSiO_4 и двукальциевым силикатом Ca_2SiO_4 в тройной диаграмме состояния $\text{CaO}-\text{FeO}-\text{SiO}_2$ (рис. 2) [12].

Особое место при спекании магнитогорских аглошихт занимает область формирования агломератов основности 1,6. При этой основности в агломерационный расплав переходит максимальное количество железа магнетита и одновременно повышается окислительный потенциал газовой фазы. Расплавообразующим компонентом вместо двухвалентного железа становится трехвалентное, которое резко меняет направление минералообразования в расплаве. Железосиликатный расплав из области совместной кристаллизации оливина и двукальциевого силиката, существующей на границе их полей кристаллизации в диаграмме состояния $\text{CaO}-\text{FeO}-\text{SiO}_2$, перемещается в область низкотемпературной тройной эвтектики двукальциевый силикат-гематит-полукальциевый феррит (CaFe_4O_7), расположенной в железном угле Fe_2O_3 диаграммы состояния $\text{CaO}-\text{Fe}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ (рис. 3) [13].

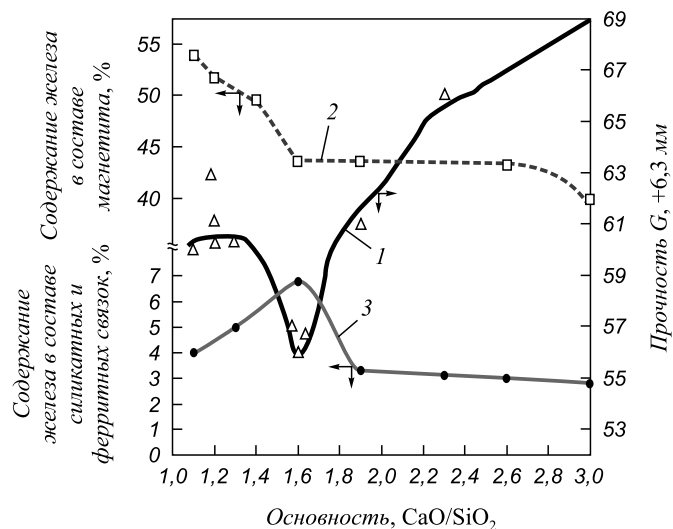


Рис. 1. Зависимость прочности агломератов ММК (1) и содержания железа в составе: магнетита (2); силикатных и ферритных связок (3) от основности

В результате в агломератах появляется связка рудных зерен в виде стеклофазы с тонкой дендритной композицией двукальциевого силиката и полукальциевого феррита. Преобладающие в эвтектике зерна двукальциевого силиката в результате модификационного превращения $\text{Ca}_2\text{SiO}_4 \beta \rightarrow \gamma$ становятся причиной разрушения агломератов основности 1,6, отмеченной в работах [1 – 3].

Резкое повышение прочности агломератов наблюдается при основности выше 1,6 (см. рис. 1). Рост окис-

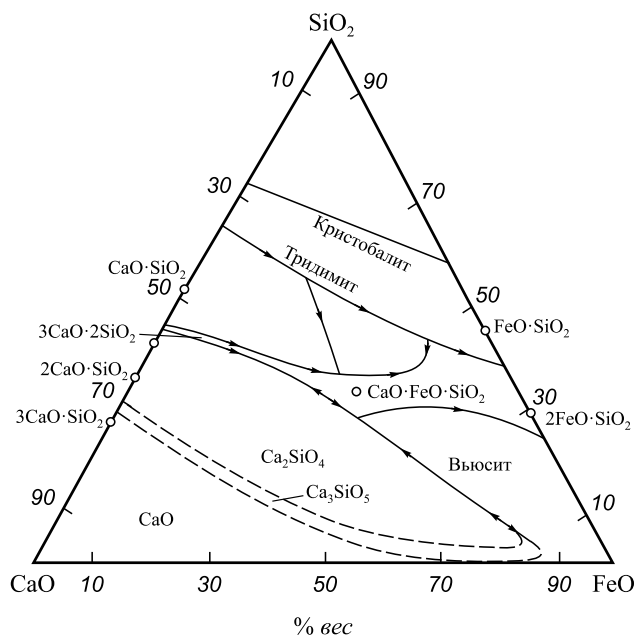


Рис. 2. Диаграмма состояния $\text{CaO}-\text{FeO}-\text{SiO}_2$

Fig. 2. The phase diagram of $\text{CaO}-\text{FeO}-\text{SiO}_2$

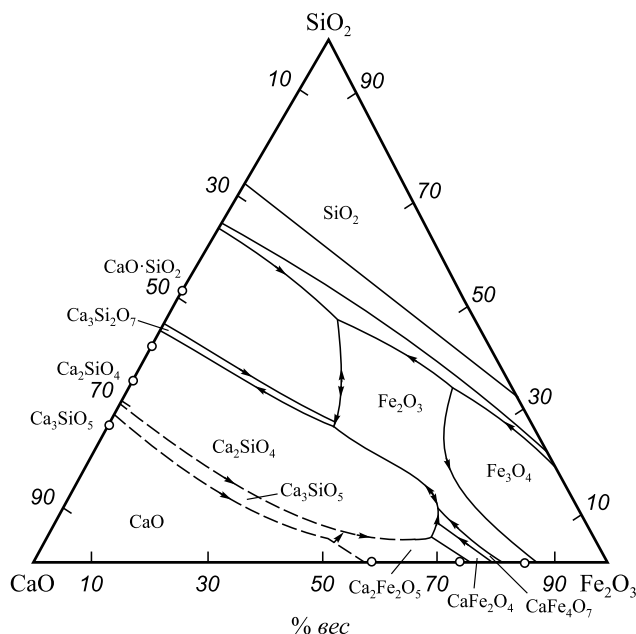


Рис. 3. Диаграмма состояния $\text{CaO}-\text{Fe}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$

Fig. 3. The phase diagram of $\text{CaO}-\text{Fe}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$

Таблица 2

Химический состав череповецких агломератов, % (по массе)*

Основность, CaO/SiO ₂	Fe	FeO	SiO ₂	CaO
1,0	60,9	13,5	4,9	5,1
1,3	59,2	11,5	4,9	6,4
1,4	59,6	12,5	4,7	6,8
1,7	58,9	12,1	4,5	7,6
1,9	58,1	11,7	4,5	8,5
2,3	55,8	11,3	4,8	11,1
2,7	54,6	10,9	4,7	12,6
2,9	54,3	11,8	4,7	13,4

* Содержание MgO ≈ 3 % (по массе), Al₂O₃ ≈ 1 % (по массе)

лительного потенциала газовой фазы в слое шихты и увеличение оксида кальция в составе железосиликатного расплава приводит к замещению силикатных связей ферритными. Процесс образования ферритных фаз происходит на контакте окисляющегося с поверхности кристаллов магнетита с железосиликатным расплавом. При увеличении основности вплоть до изученной 3,0 в связках рудных зерен наблюдается постепенная смена состава ферритных фаз от высокожелезистого полукальциевого феррита (85,06 % Fe₂O₃; 14,04 % CaO) до высококальциевых: однокальциевого (74,01 % Fe₂O₃; 25,99 % CaO) и двукальциевого (58,74 % Fe₂O₃; 41,26 % CaO) ферритов [14].

По данным мессбауэровской спектроскопии и результатам рентгеноспектрального микроанализа, в составе офлюсованных агломератов процесс образования высококальциевых ферритов происходит при постоянном содержании железа магнетита (см. рис. 1, кривая 2) и возрастающем количестве оксидов кальция в железосиликатном расплаве (см. табл. 1).

Результаты исследования магнитогорских агломератов свидетельствуют о решающей роли железа магнетита в процессах образования силикатных и ферритных связей. Кристаллы магнетита гомогенного строения активно переходят в железосиликатный расплав, формируя в агломератах низкой основности силикатные связи рудных зерен, при высокой основности – ферритные связи. С ростом основности смена силикатных связей на ферритные определяется количеством железа магнетита в железосиликатном расплаве и высоким окислительным потенциалом газовой фазы в слое спекаемой шихты.

Следовательно, высокое содержание железа в расплаве при одновременно возрастающем парциальном давлении кислорода в слое определяют направление минералообразования связей – носителей прочности высокоофлюсованных агломератов.

Механизм спекания череповецких агломератов

Результаты предыдущих работ [8] по исследованию череповецких офлюсованных агломератов с участием в их шихте магматических железных аглоруд и концентратов Ковдорского месторождения свидетельствуют об иной, по сравнению с магнитогорскими агломератами, зависимости их холодной прочности от основности. При повторном изучении образцов череповецких агломератов особое внимание было уделено поведению кристаллов гетерогенного магнетита в условиях жидкофазного спекания агломератов и, как следствие, его влиянию на эволюцию минеральных связей во всем интервале изученной основности. Результаты химического анализа череповецких агломератов приведены в табл. 2.

По аналогии с магнитогорскими агломератами, показатели холодной прочности графически совмещены с эволюцией железа магнетита и связей рудных зерен (рис. 4).

В череповецких агломератах низкой основности связкой рудных зерен, как и в случае с магнитогорскими агломератами, является высокожелезистая силикатная фаза оливинового состава CaFeSiO₄. На построение оливиновой фазы из железосиликатного расплава расходуются практически все железо магнетита. В остаточном расплаве остается не более 1,0 – 1,5 % железа магнетита (см. рис. 4). При низком содержании железа в силикатном расплаве расплавообразующим компонентом становится оксид кальция и при повышении основности, вслед за высокожелезистыми силикатами оливинового состава, в связке агломератов появляе-

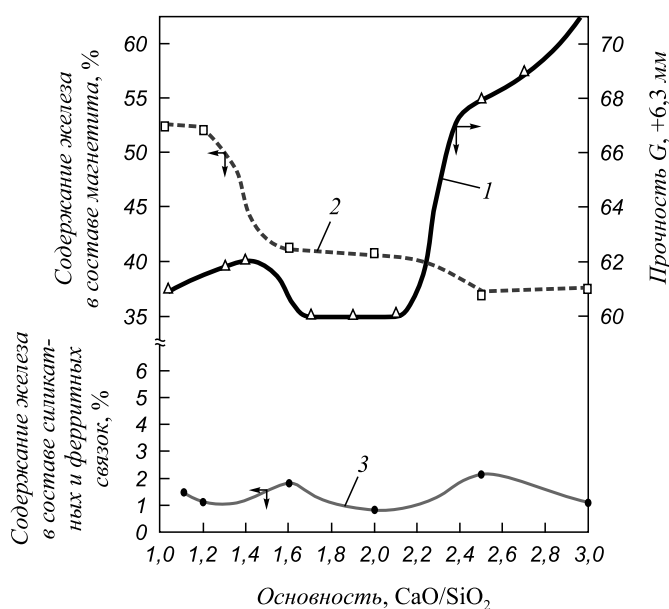


Рис. 4. Зависимость прочности агломератов ЧерМК (1) и содержания железа в составе: магнетита (2); силикатных и ферритных связей (3) от основности

Fig. 4. The dependence of the strength of agglomerates of "CHerMK" (1) and the iron content in: magnetite (2); silicate and ferritic ligaments (3) from the basicity

ся высококальциевый силикат – мелилит, в котором железо присутствует только в виде изоморфной примеси. Мелилитовая связка череповецких агломератов представляет собой сложную по составу промежуточную фазу между конечными членами широкого мелилитового ряда: окерманит ($\text{Ca}_2\text{MgSi}_2\text{O}_7$) – железистый геленит ($\text{Ca}_2\text{Fe}^{3+}\text{SiAlO}_7$) – щелочной геленит ($\text{NaCaAlSi}_2\text{O}_7$) [15].

Агломераты с силикатной мелилитовой связкой образуют широкую область устойчивой прочности. Смена состава силикатных связок, т. е. замена одной силикатной фазы – высокожелезистых оливинов другой силикатной связкой – высококальциевой мелилитовой, обладающих различными физико-химическими и механическими свойствами, происходит в агломератах с незначительной потерей холодной прочности (см. рис. 4). Агломератами на мелилитовой связке заканчивается широкая область формирования силикатных носителей холодной прочности готовой продукции, и только с ростом основности выше 2,0 в череповецких агломератах меняется направление минералообразования связок, когда вместо силикатов носителями их прочности становятся ферриты кальция. Однако недостаток железа в железосиликатном расплаве затормаживает процесс ферритообразования, который, в отличие от магнетитовых агломератов, начинается с появления в связке сразу двух высококальциевых ферритов: однокальциевого (CaFe_2O_4) и двукальциевого ($\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$) при отсутствии в агломератах области кристаллизации высокожелезистого полукальциевого феррита (CaFe_4O_7).

Рост холодной прочности череповецких агломератов связан с появлением в их составе ферритных связок, которые по своим физико-механическим показателям превосходят силикатные.

Таким образом, широкий интервал существования силикатных связок в составе череповецких агломератов и заторможенный процесс начала ферритообразования с отсутствием в связках высокожелезистого полукальциевого феррита свидетельствует об ограниченной возможности участия кристаллов магнетита гетерогенного строения в процессах формирования упрочняющих связок при спекании офлюсованных агломератов.

Выводы. Оксиды железа являются одними из основных расплавообразующих компонентов железосиликатного расплава, определяющего состав связок – носителей прочности офлюсованного агломерата.

Впервые установлено, что участие оксидов железа в процессе жидкофазного спекания агломератов зависит от микроструктурных особенностей кристаллов природного магнетита.

Магнетит гомогенного строения (железистые кварциты и скарны) активно участвует в процессах силикато- и ферритообразования связок рудных зерен агломератов. Узкая область существования силикатных связок и широкая – ферритных является следствием высокого содер-

жания оксидов железа в железосиликатном расплаве при условии возрастающего окислительного потенциала газовой фазы с ростом основности агломератов.

Участие магнетита гетерогенного строения в процессах расплавообразования ограничено. При спекании агломератов низкое содержание железа в железосиликатном расплаве расширяет область кристаллизации силикатных связок, сдвигая начало процесса ферритообразования в агломераты более высокой основности.

Существующие в настоящее время технологические оценки обогащенного железорудного концентрата только по Fe и SiO_2 и по термическим свойствам расплавообразующих компонентов шихты должны быть дополнены микроструктурными особенностями кристаллов природного магнетита, определяющими направление минералообразования связок – носителей прочности готовой продукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Базилевич С.В., Вегман Е.Ф. Агломерация. – М.: Металлургия, 1967. – 368 с.
2. Сигов А.А., Шурхал В.А. Агломерационный процесс. – М.: Техника, 1969. – 232 с.
3. Утков В.А. Высокоосновный агломерат – М.: Металлургия, 1977. – 156 с.
4. Пузанов В.П., Кобелев В.А. Структурообразование из мелких материалов с участием жидких фаз. – Екатеринбург: УрО РАН, 2001. – 634 с.
5. Пузанов В.П., Кобелев В.А. Введение в технологию металлургического структурообразования. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 501 с.
6. Коротич В.И., Фролов Ю.А., Бездежский Г.Н. Агломерация рудных материалов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ», 2003. – 400 с.
7. Малышева Т.Я., Павлов Р.М. Влияние минералогического состава связок на прочностные свойства агломератов различной основности // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 11. С. 6 – 10.
8. Деткова Т.В., Малышева Т.Я., Павлов Р.М. Исследование агломератов Череповецкого металлургического комбината ОАО «Северсталь» в интервале основности 1,0 – 3,0 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 7. С. 5 – 8.
9. Малышева Т.Я., Долищкая О.А. Петрография и минералогия железорудного сырья. – М.: МИСИС, 2004. – 425 с.
10. Чернышёва Л.В., Смелянская Г.А., Зайцева Г.М. Типоморфизм магнетита и его использование при поисках и оценке рудных месторождений. – М.: Недра, 1981. – 235 с.
11. Гайдукова В.С. Электронная микроскопия для решения практических геолого-минералогических задач. – М.: Недра, 1983. – 225 с.
12. Allen W.C., Snow R.B. The orthosilicate iron oxide portion of the system $\text{CaO} - \text{FeO} - \text{SiO}_2$ // J. Am. Ceram. Soc. 1955. Vol. 38. P. 264 – 280.
13. Phillips B., Muan A. Phase Equilibria in the System $\text{CaO} - \text{Iron Oxide} - \text{SiO}_2$ in Air // J. Am. Ceram. Soc. 1959. Vol. 42. P. 413 – 23.
14. Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Мансурова Н.Р. Механизм минералообразования и металлургические свойства агломератов основности 1,1 – 3,1 для шихтовых и технологических условий ММК // Сталь. 2007. № 2. С. 8 – 12.
15. Винчелл А.Н., Винчелл Г.В. Оптические свойства искусственных минералов. – М.: Мир, 1967. – 526 с.

Поступила 11 марта 2015 г.

EFFECT OF NATURAL ORE FORMATION ON MINERAL COMPOSITION AND COLD STRENGTH OF IRON ORE FLUXED AGGLOMERATES

Malysheva T.Ya.¹, Dr. Sci. (Geologo-Mineralogical.), Professor of Chair “Extraction and recycling of ferrous metals”

Pavlov R.M.¹, Undergraduate Student

Mansurova N.R.², Cand. Sci. (Eng.), Chief Specialist of iron ore resources

Detkova T.V.³, Cand. Sci. (Eng.), Manager, use of raw materials (tvdetkova@yandex.ru)

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4, Leninskii ave., Moscow, 119049, Russia)

² JSC “Novolipetsk Metallurgical Plant” (2, Metallurgov sq., Lipetsk, 398040, Russia)

³ Cherepovets Metallurgical plant JSC “Severstal” (30, Mira str., Cherepovets, Vologda Region, 162608, Russia)

Abstract. The article displays the determining influence of natural iron ore mineralization on the sintering process and the strength of fluxed sinter. Magnetite crystals with homogeneous structure actively move into the melt, forming the silicate binder ore grains in agglomerates of low basicity. With the growth of the basicity the change of silicate ligaments to ferrite ones can be determined by the amount of iron in the melt and high oxidation potential of the gas phase. The participation of magnetite of heterogeneous structure in processes of melt formation was limited. During the sintering of agglomerates the low iron content in the melt expanded the range of crystallization of silicate ligaments, shifting the start of the process of ferrite formation toward to the agglomerates of high basicity.

Keywords: iron ore deposits, natural ore formation, magnetite crystals of homogeneous and heterogeneous structure, agglomerates, basicity, silicate and ferrite ligaments, cold strength.

REFERENCES

1. Bazilevich S.V., Vegman E.F. *Agglomeratsiya* [Sintering]. Moscow: Metallurgiya, 1967. 368 p. (In Russ.).
2. Sigov A.A., Shurkhal V.A. *Agglomeratsionnyi protsess* [Sintering process]. Moscow: Tekhnika, 1969. 232 p. (In Russ.).
3. Utkov V.A. *Vysokoosnovnoi aglomerat* [High-basic sinter]. Moscow: Metallurgiya, 1977. 156 p. (In Russ.).
4. Puzanov V.P., Kobelev V.A. *Strukturoobrazovanie iz melkikh materialov s uchastiem zhidkikh faz* [Pattern formation of fine materials with the participation of liquid phases]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2001. 634 p. (In Russ.).
5. Puzanov V.P., Kobelev V.A. *Vvedenie v tekhnologii metallurgicheskogo strukturoobrazovaniya* [Introduction to the technology of metallurgical structure formation]. Ekaterinburg, 2005. 406 p. (In Russ.).
6. Korotich V.I., Frolov Yu.A., Bezdezhskii G.N. *Agglomeratsiya rudnykh materialov* [Sintering of ore materials]. Ekaterinburg. 2003. 400 p. (In Russ.).
7. Malysheva T.Ya., Pavlov R.M. Bundle mineral composition influence on basicity of sinter with different strength properties. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 11, pp. 6–10. (In Russ.).
8. Detkova T.V., Malysheva T.Ya., Pavlov R.M. Investigation of agglomerates of Cherepovets metallurgical plant JSC “Severstal” in the range of basicity 1.0 – 3.0. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 7, pp. 5–8. (In Russ.).
9. Malysheva T.Ya., Dolitskaya O.A. *Petrografiya i mineralogiya zhelezorudnogo syr'ya* [Petrography and mineralogy of iron ore]. Moscow: MISiS, 2004. 422 p. (In Russ.).
10. Chernysheva L.B., Smelyanskaya G.A., Zaitseva G.M. *Tipomorfizm magnetita i ego ispol'zovanie pri poiskakh i otsenke rudnykh mestorozhdenii* [Typomorphism of magnetite and its use in the search and evaluation of mineral deposits]. Moscow: Nedra, 1982. 235 p. (In Russ.).
11. Gaidukova V.S. *Elektronnaya mikroskopiya dlya resheniya prakticheskikh geologo-mineralogicheskikh zadach* [Electron microscopy in solving the practical problems in Geology and Mineralogy]. Moscow: Nedra, 1983. 225 p. (In Russ.).
12. Allen W.C., Snow R.B. The orthosilicate iron oxide portion of the system CaO–FeO–SiO₂. *Am. Ceram. Soc.* 1955. Vol. 38, pp. 264–280.
13. Phillips B., Muan A. Phase Equilibria in the System CaO–Iron Oxide–SiO₂ in Air. *J. Am. Ceram. Soc.* 1959. Vol. 42, pp. 413–423.
14. Malysheva T.Ya., Yusfin Yu.S., Mansurova N.R., Gibadulin M.F., Lekin V. P. Mechanism of mineral formation and metallurgical properties of sinter of basicity 1.1–3.1 at OAO MMK. *Steel in Translation*. 2007, Vol. 37, Issue 2, pp. 126–130.
15. Winchell A.N., Winchell H. The microscopical characters of artificial inorganic solid substances: optical properties of artificial minerals. New York & London, Academic Press, 1964. (Russ.ed.: Winchell A.N., Winchell H. *Opticheskie svoistva iskusstvennykh mineralov*. Moscow: Mir, 1967. 525 p.).

Received March 11, 2015

УДК 622.788.32

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВАЛКОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ПРИ НЕСИММЕТРИЧНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА УПЛОТНЯЕМЫЙ МАТЕРИАЛ

Логинов Ю.Н., д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением» (j.n.loginov@urfu.ru)

Бабайлов Н.А., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением»

Первухина Д.Н., аспирант кафедры «Обработка металлов давлением»

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

Аннотация. Исследование относится к области подготовки рудных и нерудных компонентов шихтовых материалов, а также техногенных отходов, для проведения пирометаллургических процессов. В работе предложено усовершенствование конструкции валкового брикетировочного пресса, предназначенного для уплотнения сыпучих материалов, используемых в качестве сырья для пирометаллургических процессов. Один из валков предлагается изготавливать с ячейками, второй – с гладкой поверхностью, что позволяет резко снизить расходы на изготовление инструмента. Выполнено физическое моделирование процесса с использованием установки оригинальной конструкции при изменении конфигурации ячеек в двух вариантах: радиальной и треугольной формы. Физическое моделирование показало, что в предлагаемой схеме целесообразно использовать ячейки радиального профиля, что приводит к достижению больших объемных деформаций сжимаемого материала.

Ключевые слова: валковое брикетирование, объемные деформации, физическое моделирование, уплотнение сыпучей среды, форма ячеек.

Брикетирование является наиболее дешевым и компактным способом окучивания различных кусковых и пылевидных материалов [1, 2]. Наиболее производительным является способ брикетирования на валковых прессах [3]. Существующее описание брикетирования обычно затрагивает вопросы определения энергосиловых параметров процесса [4, 5], но не касается вопросов оценки напряженно-деформированного состояния брикета, в том числе распределения объемных деформаций, определяющих прочностные свойства.

Валковый брикетировочный пресс представляет собой прокатный стан особой конструкции, одной из особенностей которого является наличие на рабочих валках ячеек. Ячейки заполняются брикетируемым материалом, при вращении валков материал уплотняется с получением брикетов.

В отличие от прокатки деформация сыпучей среды осуществляется дискретно, каждый брикет формируется при переменном действии напряжений, однако при формировании следующего по ходу деформации брикета ситуация повторяется. При многорядном расположении на валке пресса ячеек на процесс накладывается влияние соседних ячеек, а взаимное расположение рядов друг относительно друга влияет на равномерность загрузки привода [6]. Значимое влияние на показатели работы брикетировочного оборудования и на свойства самих брикетов оказывает их форма и размеры. Объемные деформации порошковой среды при изготовлении брикета симметричной формы описаны в работе [7]. В противовес этому можно высказать концепцию, в соответствии с которой брикет должен иметь несимметричную форму.

Цель работы состоит в обосновании нового технического решения: применения несимметричной схемы уплотнения брикетов на валковом прессе и выбор варианта конфигурации рабочих ячеек.

Несимметричность схемы формоизменения уплотняемого материала может быть двух видов: по ходу уплотнения брикета (передний и задний торцы) и в поперечном сечении брикета. Первый вариант достигается применением несимметрично выполненных ячеек. Второй вариант изображен на рис. 1, а, где показано, что сыпучая среда 1 размещена между валками 2, снабженными ячейками 3. Валки вращаются в направлении, обозначенном черными стрелками. За счет уплотнения сыпучей среды ячейками на выходе из очага деформации получаются брикеты 4 симметричной формы.

На рис. 1, б правый валок 5 выполнен с гладкой поверхностью, что позволяет получать брикеты несимметричной формы 6. Каждая из схем имеет достоинства и недостатки.

- Схема с получением симметричного брикета позволяет вовлекать в очаг деформации большее количество материала, поэтому производительность такого процесса окажется выше.
- Валковые прессы с такой схемой, в отличие от прокатных станков, требуют применения механизма совмещения ячеек, в противном случае не удастся получить брикет правильной формы. Даже настроенные прессы по мере работы из-за деформаций и износа механизма совмещения ячеек перестают производить брикеты правильной формы.

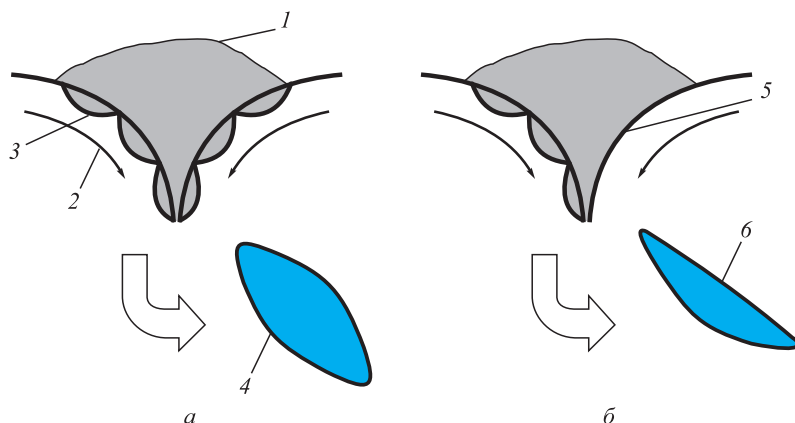


Рис. 1. Схема симметричного валкового прессования (а) и несимметричного валкового прессования (б):
1 – сыпучая среда; 2 – валок с ячейками; 3 – образующая ячейки; 4 – симметричный брикет (увеличено); 5 – гладкий валок;
6 – несимметричный брикет (увеличено)

Fig. 1. Scheme of symmetric roller pressing (a) and unsymmetrical roller pressing (b):
1 – granular medium; 2 – roll with cells; 3 – forming of the cell; 4 – symmetrical briquette (increased); 5 – smooth roll;
6 – unsymmetrical briquette (increased)

- Стоимость изготовления валков в немалой степени зависит от стоимости изготовления ячеек, либо вставок, их формирующих. Естественно, что изготовление одного из валков с гладкой поверхностью резко снижает стоимость инструмента.

Таким образом, применение валковых прессов, формирующих несимметричные брикеты, может оказаться экономически оправданным.

Моделирование процесса уплотнения брикета осуществляли на установке, изображенной на рис. 2. В зазор между секторами 1, снабженными вставками 2, подается сыпучий материал. Препятствием для его вытекания за пределы очага деформации служит поверхность станины 3 и экран 12, закрепленный при помощи соединения 13 к станине. Вращение ходового винта 6 в гайке 7 приводит к поступательному перемещению траверсы 8 при предохранении ее от вращения направляющими 9. Перемещение траверсы 8 вызывает перемещение тяг 4 и 5, которые приводят во вращение сектора 1 на осях 10. Угловую настройку секторов производят с помощью рукояток 11. Винты 14 удерживают тяги 4 и 5. При вращении секторов 1 стенки ячейки сближаются, уплотняя сыпучий материал. Этот процесс можно отслеживать через прозрачный экран 12. В опытах применяли сектора с радиусом кривизны 175 мм.

Модификацией опыта является использование не сыпучей среды, а пластически деформируемой, представителем которой является пластилин. Этот прием впервые описан в работе [10]. Он заключается в том, что пластилин размещается слоем толщиной 16 мм в ячейках выше линии А–А, соединяющей оси вращения секторов 1. В заданной точке слоя изготавливается отверстие диаметром 8,5 мм. После каждого шага углового перемещения, равного 5°, измеряются параметры отверстия после деформации. Рассчитываются площадь отверстия до деформации S_0 и площадь отверстия после

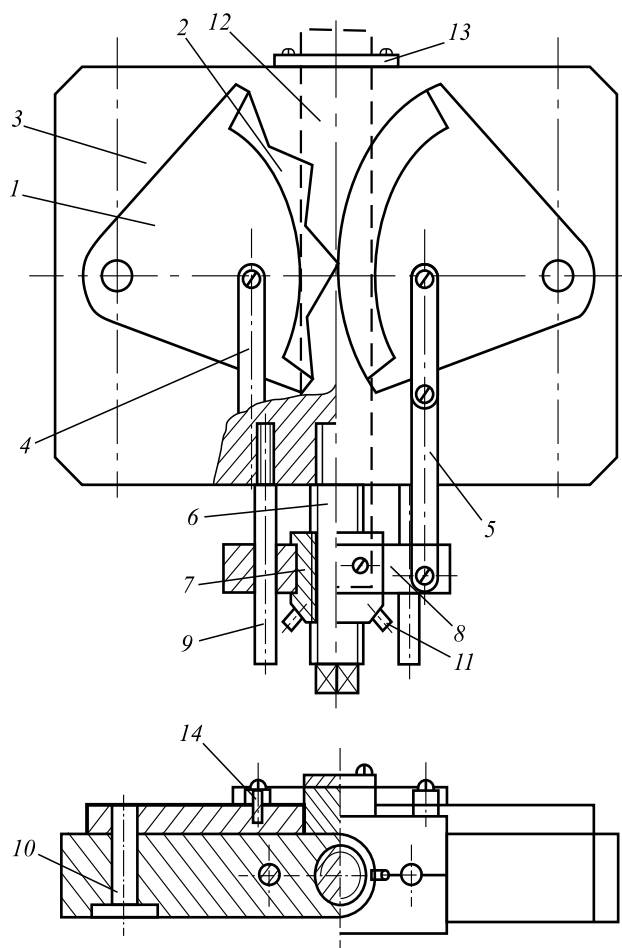


Рис. 2. Схема моделирующей установки:
1 – секторы; 2 – вставки с контуром ячеек; 3 – станина; 4, 5 – тяги;
6 – ходовой винт; 7 – гайка; 8 – траверса; 9 – направляющие;
10 – оси; 11 – рукоятки; 12 – экран; 13 – соединения; 14 – винт

Fig. 2. Scheme of the modeling device:
1 – sectors; 2 – insert with loop of cells; 3 – bed; 4, 5 – tractions;
6 – spindle; 7 – nut; 8 – traverse; 9 – guides; 10 – axis; 11 – handles;
12 – screen; 13 – connections; 14 – screw

деформации S_j . После измерений поверхность разглаживается, восстанавливается отверстие, поворачивается сектор на следующий угол 5° и цикл измерений повторяется. В базовых опытах длина ячейки l составляла 75 мм, глубина ячейки $h = 20$ мм (соотношение между ними равно 3,75).

Были использованы два варианта исполнения формообразующей поверхности: радиального и треугольного профиля. Треугольный профиль в промышленном исполнении получается путем сверления и это удешевляет процесс изготовления ячеек. Наличие радиуса кривизны при формировании рабочей поверхности при изготовлении обходится дороже, но в практике брикетирования позволяет создать больший объем ячейки, что приводит к повышению производительности.

Выполненное в материале отверстие характеризовало объем поры V_q , размещенной в межвалковом пространстве, в котором формируется один брикет объемом V_p . Объем поры, отнесенный к объему брикета, будем считать характеристикой пористости: $Q = V_q/V_b$. Для

плоской деформации эту же характеристику можно записать через соотношение соответствующих площадей: $Q = S_q/S_b$. Измерения осуществляли последовательным выполнением отверстий в деформируемом материале с присвоением номера i , соответствующего определенным координатам расположения отверстия. Индекс j ($j = 1, 2 \dots 6$) соответствовал номеру шага процесса, т. е. повороту вала на каждые 5° .

Тогда изменение пористости при рассмотрении последовательных шагов деформации $\Delta Q_{ij} = \Delta S_{ij}$.

В дальнейшем производили оценку изменения пористости или плотности материала относительной безразмерной величиной – параметром приращения объемной деформации $\Delta S_{ij}/S_0 = (S_0 - S_{ij})/S_0$. Результаты измерения опытных значений этого показателя по приведенной выше методике и при использовании ячейки радиального профиля показаны на рис. 3 в виде линий равного уровня. Видно, что наибольшее приращение плотности брикета наступает в первой и второй фазах поворота вала (рис. 3, а, б), причем это уплотнение локализовано в верхней части. Наклон линий равного

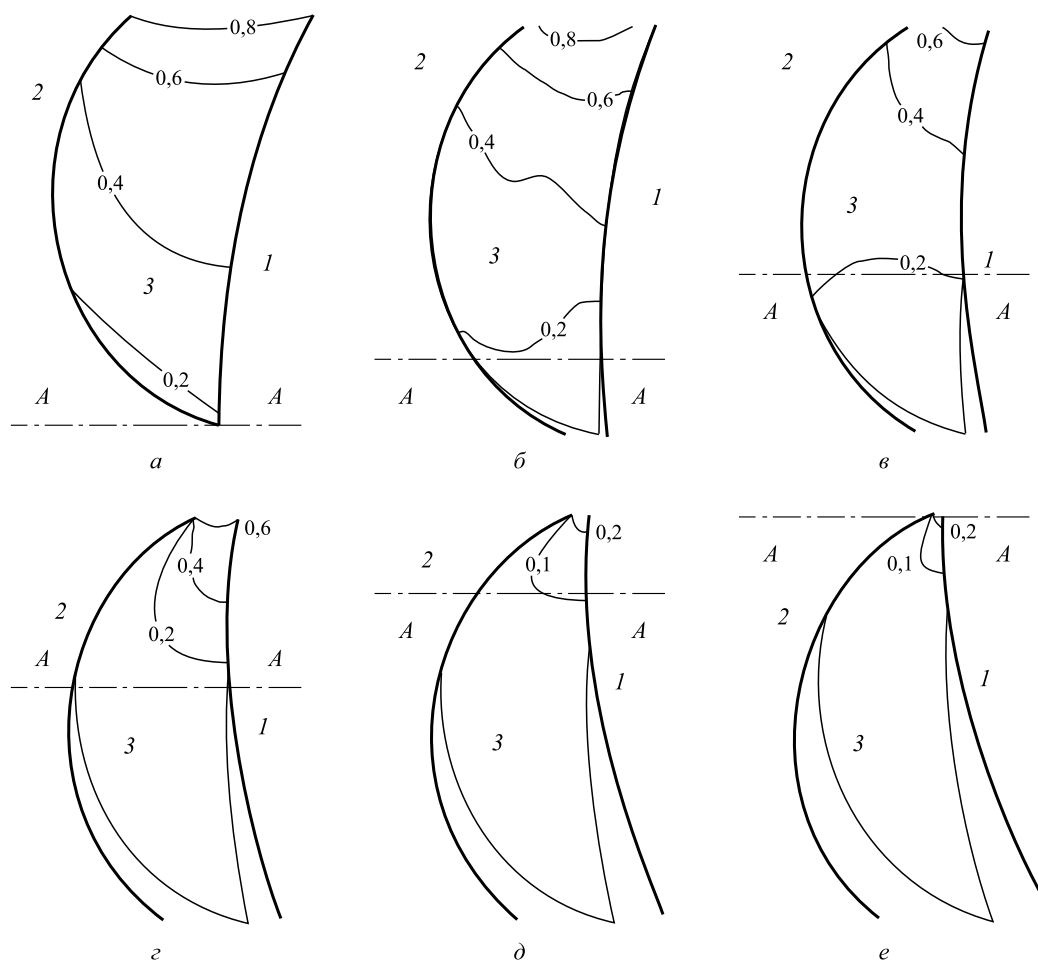


Рис. 3. Распределение приращений объемных деформаций при формировании несимметричного брикета 3 поверхностью ячейки радиального профиля 2 и гладкого вала 1 при последовательности а, б, в, г, д, е поворота вала с шагом 5° ; А – А – положение линии, соединяющей центры валков

Fig. 3. The distribution of volume strain increments in the formation of asymmetric briquette cell 3 by the radial profile 2 surface and a smooth roll 1 at the sequence а, б, в, г, д, е of roll rotation in increments of 5° ; А – А – position of the line connecting the centers of the rolls

уровня свидетельствует о том, что наибольшие объемные деформации характерны для слоев, прилежащих к поверхности гладкого вала.

Результаты моделирования уплотняющего действия валков при использовании ячейки треугольного профиля показаны на рис. 4.

Сопоставление вида изолиний (рис. 3, 4) показывает, что в случае применения ячейки треугольного профиля линии менее изогнуты, особенно это видно в фазе процесса, изображенного на рис. 3, *з* и 4, *з*. Это свидетельствует о том, что при применении ячеек треугольного профиля достигается более однородное поле приращений объемных деформаций, при этом брикет должен характеризоваться более однородным распределением плотности.

Как видно из диаграммы, большие значения уплотнения получает зона брикета, расположенная в верхней части ячейки. Это объясняется тем, что на эту зону действует нагнетающая сторона профиля ячейки. Оппозитная сторона ячейки создает меньший эффект уплотнения, так как условия захвата здесь оказываются

хуже, чем для нагнетающей стороны ячейки. Этот факт отмечался в работе [6] применительно к ячейкам симметричного исполнения.

Для сравнительной оценки общего эффекта уплотнения в двух вариантах проведения процесса выполнен расчет по шагам j ($j = 1, 2 \dots 6$) средних по объему выборки n приращений деформаций по формуле

$$\Delta_j = \frac{\Delta S_j}{S_0} = \frac{1}{n} \sum_i^n \frac{\Delta S_{ij}}{S_0}.$$

Результаты этих расчетов приведены на рис. 5.

Из рис. 5 следует, что объемные деформации в ячейке треугольного профиля имеют меньшие значения, чем в ячейке радиального профиля, что объясняется большим объемом захватываемого первоначально материала. Сопоставление величин $\Delta_j = \Delta S_j / S_0$ по ходу процесса показывает, что при убывании самого фактора по номерам нагружений, в процентном отношении разница значений двух вариантов выполнения ячейки нарастает: на шаге 5 ячейка треугольного профиля созда-

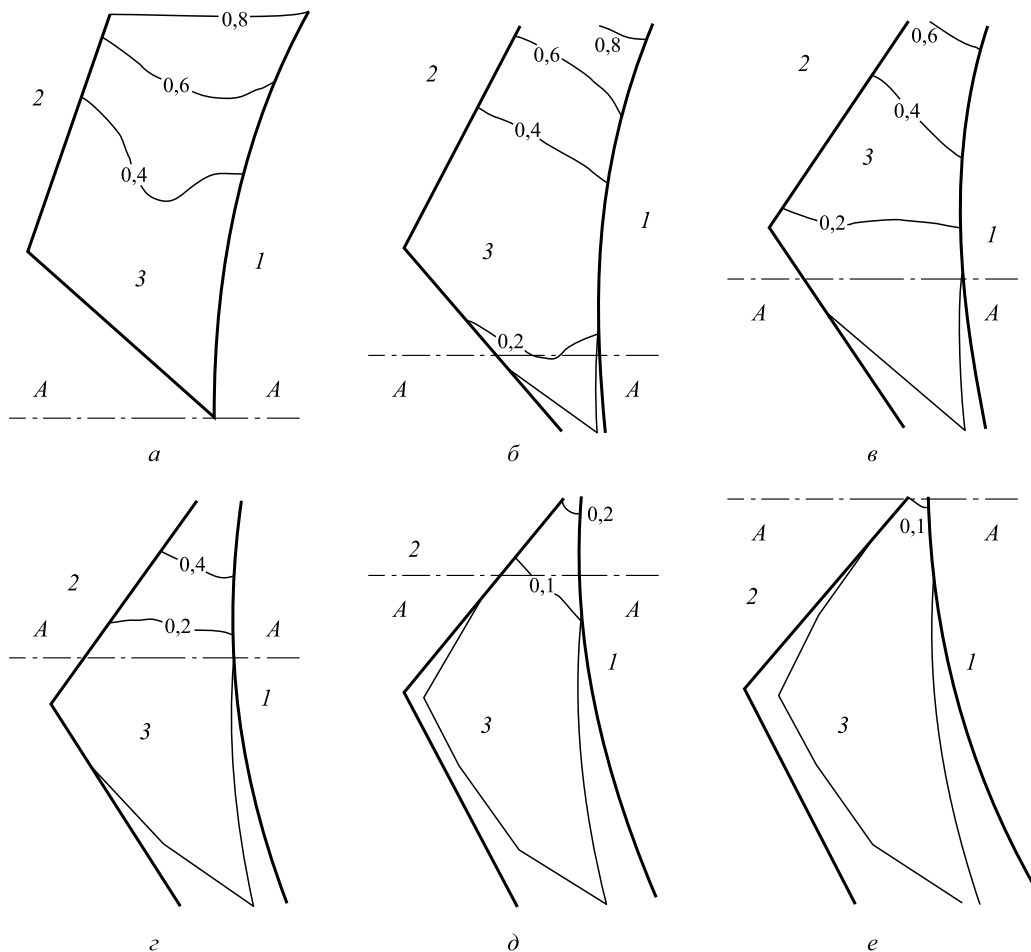


Рис. 4. Распределение приращений объемных деформаций при формировании несимметричного брикета 3 поверхностью ячейки треугольного профиля 2 и гладкого вала 1 при последовательности *а, б, в, г, д, е* поворота вала с шагом 5°; *A – A* – положение линии, соединяющей центры валков

Fig. 4. The distribution of volume strain increments in the formation of asymmetric briquette cell 3 by the triangular profile 2 surface and a smooth roll 1 at the sequence *a, б, в, г, д, е* of roll rotation in increments of 5°; *A – A* – position of the line connecting the centers of the rolls

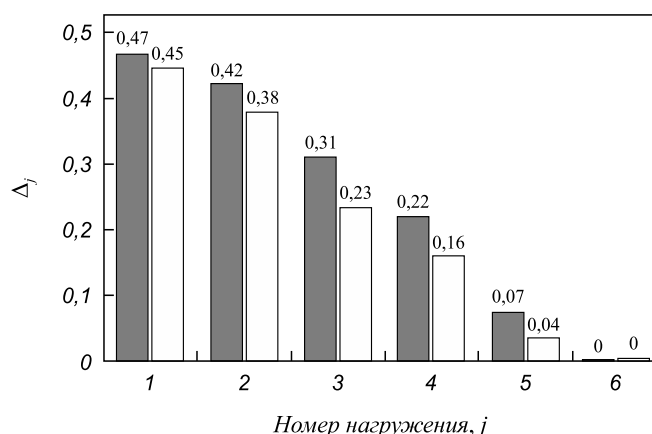


Рис. 5. Средние значения приращений объемных деформаций в течение шести этапов нагружения для ячейки радиального профиля (■) и треугольного профиля (□)

Fig. 5. The average values of the increments of volume strain for 6 stages of loading for cell of radial (■) and triangular profiles (□)

ет эффект уплотнения примерно в два раза меньший, чем ячейка радиального профиля.

Следует отметить, что несимметричные схемы деформации вращающимся инструментом являются предметом постоянных обсуждений и новых разработок в области прокатки как сплошных сред [8], так и порошковых материалов [9, 10]. Отсутствие симметрии нагружения позволяет создать дополнительный уровень касательных напряжений, что вызывает еще одни деформации сдвига, позволяющие более интенсивно уплотнять сыпучие среды.

Выводы. Предложено усовершенствование конструкции валкового брикетировочного пресса: один из валков предлагается выполнять с ячейками, второй –

с гладкой поверхностью, что позволяет снизить расходы на изготовление инструмента. Выполненное моделирование показало, что в этом случае целесообразно использовать ячейки радиального профиля, что приводит к достижению больших объемных деформаций сжимаемого материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Равич Б.М. Брикетирование в цветной и черной металлургии. – М.: Металлургия, 1975. – 232 с.
2. El-Hussiny N.A., Shalabi M.E.H. A self-reduced intermediate product from iron and steel plants waste materials using a briquetting process // Powder Technology. 2011. Vol. 205. P. 217 – 223.
3. Loginov Y.N., Bourkine S.P., Babailov N.A. Cinematics and volume deformations during roll-press briquetting // Journal of Materials Processing Technology. 2001. Vol. 118. No. 1 – 3. P. 151 – 157.
4. Елишевич А. Т. Брикетирование полезных ископаемых. – М.: Недра, 1989. – 300 с.
5. Притыкин Д. П. Механическое оборудование для подготовки шихтовых материалов. Ч. 1. Механическое оборудование заводов цветной металлургии. – М.: Металлургия, 1988. – 392 с.
6. Механика валкового брикетирования сыпучих материалов / Ю.Н. Логинов, С.П. Буркин, Н.А. Бабайлов, Л.И. Полянский. – Екатеринбург: АМБ, 2011. – 304 с.
7. Логинов Ю.Н., Буркин С.П., Бабайлов Н.А. Влияние формы инструмента на граничные условия и уплотнение при валковом брикетировании // Сталь. 2000. № 9. С. 87 – 91.
8. Kim W.J., Lee K.E., Choi S.-H. Mechanical properties and microstructure of ultra fine-grained copper prepared by a high-speed-ratio differential speed rolling // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 506. P. 71 – 79.
9. Пат. US2001001670 США. МПК B30B11/16; B30B11/00. Briquet forming machine and feeder system therefore / Krishanth Kenneth, Marsalka Joseph; publ. 24.05.2001.
10. Пат. US4249878 США. МПК B30B11/16. Briquetting press / Komarek Karl R; publ. 10.02.1981.

Поступила 13 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 186–191.

PHYSICAL MODELING OF ROLL PRESSING AT ASYMMETRIC EFFECT ON THE SEALING MATERIAL

Loginov Yu.N., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metal Forming” (j.n.loginov@urfu.ru)

Babailov N.A., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Metal Forming”

Pervukhina D.N., Postgraduate of the Chair “Metal Forming”

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

Abstract. The study relates to the preparation of metallic and non-metallic components of blended materials and industrial wastes, for pyrometallurgical processes. The design improvement for roll briquetting press was proposed for compaction of granular materials used as raw materials for pyrometallurgical processes. One of the rolls was invited to perform with cells, and the second – with a smooth surface that can dramatically reduce the cost of manufacturing the tool. The authors have implemented physical modeling of the process using the

installation of the original design when changing the configuration of the cells in two versions: radial and triangular in shape. Physical modeling has shown that in the proposed scheme of the implementation process it is advisable to use cell of radial profile, which leads to the achievement of large volumetric deformations of compressible material.

Keywords: roller briquetting, volumetric strain, physical modeling, compaction of granular media, the shape of the cells.

REFERENCES

1. Ravich B.M. *Briketirovanie v tsvetnoi i chernoi metallurgii* [Briquetting in ferrous and nonferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya. 1975. 232 p. (In Russ.).
2. El-Hussiny N.A., Shalabi M.E.H. A self-reduced intermediate product from iron and steel plants waste materials using a briquetting process. *Powder Technology*. 2011, vol. 205, pp. 217–223.
3. Loginov Y.N., Bourkine S.P., Babailov N.A. Cinematics and volume deformations during roll-press briquetting. *Journal*

- of *Materials Processing Technology*. 2001, vol. 118, no. 1–3, pp. 151–157.
4. Elishevich A.T. *Briketirovanie poleznykh iskopaemykh* [Briquetting of minerals]. Moscow: Nedra, 1989. 300 p. (In Russ.).
 5. Pritykin D.P. *Mekhanicheskoe oborudovanie dlya podgotovki shikhtovykh materialov* [Mechanical equipment for the preparation of charge materials]. Part. 1. *Mekhanicheskoe oborudovanie zavodov tsvetnoi metallurgii* [Mechanical equipment for nonferrous metallurgical plants]. Moscow: Metallurgiya, 1988. 392 p. (In Russ.).
 6. Loginov Yu.N., Burkin S.P., Babailov N.A., Polyanskii L.I. *Mekhanika valkovogo briketirovaniya sypuchikh materialov* [Mechanics of roll briquetting of loose materials]. Ekaterinburg: AMB. 2011. 304 p. (In Russ.).
 7. Loginov Yu.N., Burkin S.P., Babailov N.A. Influence of the tool shape on the boundary conditions and seal at roller briquetting. *Stal'*. 2000, no. 9, pp. 87–91. (In Russ.).
 8. Kim W.J., Lee K.E., Choi S.-H. Mechanical properties and microstructure of ultra fine-grained copper prepared by a high-speed-ratio differential speed rolling. *Materials Science and Engineering A*. 2009, vol. 506, pp. 71–79.
 9. Krismanth Kenneth, Marsalka Joseph. *Briquet forming machine and feeder system therefore*. Patent no. US2001001670 SShA, MPK B30B11/16; B30B11/00. Publ. 05.24.2001.
 10. Komarek Karl R. *Briquetting press*. Patent no. US4249878 SShA, MPK B30B11/16. Publ. 02.10.1981.

Received December 13, 2014

УДК 621.77.01

АНАЛИЗ КОНТАКТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗОНЕ ОЧАГА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СО ЗНАКОПЕРЕМЕННЫМИ СИЛАМИ ТРЕНИЯ

Баранов Г.Л., д.т.н., профессор кафедры «Детали машин» (bargeleo@mail.ru)

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

Аннотация. С использованием линейного распределения касательных напряжений в зоне очага пластической деформации со знакопеременными силами трения и условия пластичности Мизеса получены зависимости для определения нормальных напряжений на контактной поверхности при осадке прямоугольной и клиновидной полосы, а также при прокатке полосы. Выполнено сопоставление полученных результатов с известными решениями. Показано, что использование приближенного условия пластичности, записанного в главных напряжениях, приводит к существенному уменьшению расчетных значений технологических нагрузок.

Ключевые слова: осадка и прокатка полосы, очаг деформации, зона застоя, контактные напряжения, технологические нагрузки.

Известно, что на контактной поверхности очага деформации при осадке и прокатке полосы имеется нейтральное сечение, в котором происходит изменение направления сил трения [1 – 3]. Изменение величины и направления сил трения происходит не скачкообразно, а в пределах зоны, называемой зоной застоя, ширина которой пропорциональна средней толщине полосы в этой зоне: $L_z = Kh_{cp}$ [1, 2]. Коэффициент K при горячей прокатке лежит в диапазоне 0,5 – 2,0 и растет в указанных пределах с увеличением коэффициента трения f . При осадке полосы в работах [1, 4] этот коэффициент принят $K = 2$. В случае короткого очага деформации, ширина которого соизмерима с L_z , зона застоя может занимать всю контактную поверхность очага деформации, либо большую ее часть. В этом случае технологическая нагрузка процесса в значительной мере будет определяться характером распределения контактных напряжений в зоне застоя [5].

При достаточной длине прямоугольной полосы анализ напряжений в процессе ее осадки сводится к решению задачи плоской деформации. Дифференциальные уравнения равновесия в прямоугольной системе координат имеют вид:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau}{\partial y} = 0; \quad (1a)$$

$$\frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau}{\partial x} = 0. \quad (1б)$$

Условие пластичности для идеального жестко-пластического материала:

$$\sigma_x - \sigma_y = 2\tau_s \sqrt{1 - \left(\frac{\tau}{\tau_s}\right)^2}, \quad (2)$$

где τ_s – предел текучести при чистом сдвиге.

Точные решения системы уравнений (1) с условием (2) для участков с переменными силами трения в настоящий момент отсутствуют. При определении контактных напряжений в зоне застоя широко применяется инженерный метод [1], суть которого заключается в том, что из двух уравнений равновесия рассматривают только уравнение (1a). Для его решения используют допущение о линейной зависимости касательных напряжений τ от координат x и y и приближенное условие пластичности в главных напряжениях $\sigma_x - \sigma_y = 2\tau_s$. Обоснованность допущений о характере изменения касательных напряжений по координате x подтверждается экспериментально [1], по координате y согласуется с решением Прандтля, полученным для участка с постоянными силами трения [6]. В настоящее время отсутствует оценка погрешности, вносимой в решение плоской задачи для контактных напряжений использованием приближенного условия пластичности. Такая оценка особенно важна для зоны застоя, в пределах которой на сравнительно небольшой длине касательные напряжения могут изменяться от 0 до $\pm\tau_s$. При этом существенно изменяется не только разность нормальных напряжений от $2\tau_s$ до 0 в соответствии с условием пластичности (2), но и производная от этой разности от 0 до бесконечности.

Целью данной работы является получение замкнутого решения уравнения (1a) совместно с условием пластичности (2) для контактных напряжений в зоне застоя и на этой основе уточнение зависимостей для определения технологических нагрузок в процессах осадки и прокатки полосы из идеального жестко-пластического материала.

Начало координат совместим с осью симметрии полосы. Зависимость касательных напряжений от координат x и y запишем в виде

$$z = \frac{\tau}{\tau_s} = -z_k \frac{y}{h},$$

где h – половина толщины полосы; $z_k = \frac{qx}{Kh}$ – относительные контактные касательные напряжения; q – значение z_k на границе зоны застоя при $x = Kh$.

Введем следующее обозначение для относительных контактных нормальных напряжений: $p = -\sigma_y/\tau_s$ при $y = h$. В соответствии с уравнением (1a) продифференцируем τ по y , выразим σ_x через σ_y из условия пластичности (2) и с учетом принятых обозначений при $y = h$ получим после преобразований выражение для определения контактных нормальных напряжений:

$$p = 2\sqrt{1 - z_k^2} - \frac{0,5Kz_k^2}{q} + C_1, \quad (3)$$

где $C_1 = p_0 - 2\sqrt{1 - q^2} + 0,5Kq$ – произвольная постоянная, определяемая из следующего условия на границе зоны застоя: $p = p_0$ при $x = x_k = Kh$ и $z_k = q$.

Производная dp/dx от выражения (3) обращается в нуль на оси симметрии полосы при $x = 0$. В этой точке эпюры относительные контактные напряжения достигают максимального значения:

$$p_{\max} = p_0 + 2(1 - \sqrt{1 - q^2}) + 0,5Kq. \quad (4)$$

Среднее контактное нормальное напряжение в зоне застоя определяется следующим интегралом:

$$p_{\text{ср}} = \left(\frac{1}{x_k} \right) \int_0^{x_k} p dx = \frac{\arcsin q}{q} - \sqrt{1 - q^2} + \frac{Kq}{3} + p_0,$$

где $x_k = Kh$.

При использовании приближенного условия пластичности в главных напряжениях первый член в выражении (3) пропадает. Зависимость для $p_{\max}$ в этом случае представим в виде: $p_{\max 1} = p_0 + 0,5Kq^2$.

Из сравнения полученных значений $p_{\max}$ и $p_{\max 1}$ следует, что разница между ними растет с ростом q и K . Принимая в соответствии с работой [1] $q = 1$; $K = 2$, получим $p_{\max} = p_0 + 3$; $p_{\max 1} = p_0 + 1$; $p_{\text{ср}} = p_0 + 2,237$. При использовании приближенного условия пластичности $p_{\text{ср}1} = p_0 + 0,667$. Таким образом, для рассматриваемого варианта замена точного условия пластичности (2) приближенным приводит к уменьшению приращения максимального контактного напряжения в зоне застоя в три раза, а приращения среднего напряжения в 3,35 раза. Очевидно, что наибольшее влияние на величину технологической нагрузки при осадке полосы будет оказывать характер распределения контактных напряжений в зоне застоя при равенстве ширины полосы L_3 . В этом случае, принимая для рассмотренного выше примера $p_0 = 2$, различие в результатах расчета

усилия осадки при использовании точного и приближенного условий пластичности оценим коэффициентом

$$K_{\Pi} = \frac{p_{\text{ср}}}{p_{\text{ср}1}} = \frac{p_0 + 2,237}{p_0 + 0,667} = 1,59.$$

Рассмотрим особенности расчета контактных напряжений в зоне застоя при осадке клиновидной полосы. К этой же задаче сводится случай прокатки полосы с незначительным уширением при замене дуги контакта между валками и полосой в зоне застоя хордой. Для удобства вычислений заменим Декартову систему координат цилиндрической, в которой уравнение равновесия (1a) приобретает вид:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{r\phi}}{r \partial \phi} + \frac{\sigma_r - \sigma_\phi}{r} = 0, \quad (5)$$

где σ_r – радиальные напряжения; σ_ϕ – меридиональные напряжения, $\tau_{r\phi}$ – касательные напряжения.

Условие пластичности (2) запишем в виде следующего выражения:

$$\sigma_r - \sigma_\phi = 2\tau_s \sqrt{1 - \left(\frac{\tau_{r\phi}}{\tau_s} \right)^2}. \quad (6)$$

Используем терминологию процесса прокатки, считая, что тонкому концу клина соответствует участок опережения, толстому концу – участок отставания. Выразим L_3 и $h_{\text{ср}}$ через граничные толщины полосы в зоне застоя:

$$L_3 = 0,5(h_2 - h_1) \operatorname{ctg} \alpha; \quad h_{\text{ср}} = 0,5(h_2 + h_1),$$

где h_1 и h_2 – начальная (со стороны тонкого конца клина) и конечная (со стороны толстого конца клина) толщина полосы в зоне застоя; α – половина угла клиновойлости.

Подставим L_3 и $h_{\text{ср}}$ в формулу $L_3 = Kh_{\text{ср}}$ и определим после преобразований вытяжку в зоне застоя (здесь и далее уширением полосы пренебрегаем):

$$\lambda_c = \frac{h_2}{h_1} = \frac{1 + K \operatorname{tg} \alpha}{1 - K \operatorname{tg} \alpha}.$$

Согласно работам [6, 7] примем, что касательные напряжения в зоне застоя линейно зависят от координат ϕ и x :

$$z = \frac{\tau_{r\phi}}{\tau_s} = \frac{\phi}{\alpha} (a - bx), \quad (7)$$

где $x = h_x/h_1$; h_x – текущая толщина полосы в зоне застоя; a и b – коэффициенты, определяемые значениями контактных касательных напряжений на границах этой зоны.

Относительные контактные касательные напряжения обозначим

$$z_k = \frac{\tau_{r\alpha}}{\tau_s} = a - bx, \quad (8)$$

где $\tau_{r\alpha} = \tau_{r\phi}$ при $\phi = \alpha$.

Примем, что $\tau_{r\alpha} = q\tau_s$ при $h_x = h_1$ и $\tau_{r\alpha} = -q\tau_s$ при $h_x = h_2$. При наличии зоны торможения на участке опережения $q = 1$, при ее отсутствии $q = fp_k$, где p_k – относительное контактное давление на границе зон скольжения и застоя; f – коэффициент трения на контактной поверхности. На основании принятых обозначений для определения a и b запишем систему уравнений $a - b = q$ и $a - \lambda_c b = -q$, решая которую, найдем:

$$b = \frac{2q}{\lambda_c - 1}; \quad a = q + b.$$

Выразим σ_r из условия пластичности (6), подставим в уравнение (5) и, учитывая (7) и (8), выполним преобразования:

$$r \frac{\partial \sigma_\phi}{\tau_s \partial r} + 2r \frac{\partial \sqrt{1-z^2}}{\partial r} + 2\sqrt{1-z^2} + \frac{z_k}{\alpha} = 0. \quad (9)$$

Заменим в этом уравнении переменные r на x , учитывая их линейную зависимость, примем обозначения $z = z_k = \sin \Phi$, $\sigma_\phi = -\tau_s p$ и запишем после преобразований:

$$p = 4 \cos \Phi - 2a\Phi + \frac{a \ln x - bx}{\alpha} + 4\sqrt{a^2 - 1} \times \\ \times \arctg \left(\frac{a \operatorname{tg} 0,5\Phi - 1}{\sqrt{a^2 - 1}} \right) + C, \quad (10)$$

где C – произвольная постоянная, определяемая из граничного условия $p = p_1$ при $x = 1$.

Эпюра контактных нормальных напряжений в зоне застоя, построенная по уравнению (10), имеет куполообразную форму (рис. 1), максимум эпюры p смещен от нейтрального сечения на расстояние δ в направлении толстого конца клина. Максимальное приращение контактного нормального напряжения в пределах зоны застоя, обозначенное $p_m = p_{\max} - p_1$, соответствует сечению полосы, расположенному на расстоянии x_m от начала зоны застоя с толщиной $h_m = h_1 x_m$. Используя выражение (8), выразим x_m через контактные касательные напряжения в рассматриваемом сечении, принимая обозначение $\Phi_m = \arcsin z_k$, $x_m = h_1(a - \sin \Phi_m)/b$. Контактные напряжения в конце зоны застоя (на участке отставания) больше, чем в начале зоны на величину $\Delta p = p_2 - p_1$.

Дифференцируя (10) по x и приравнявая к нулю производную, получим трансцендентное уравнение для определения параметра Φ_m :

$$\alpha [\cos \Phi_m + (a - \sin \Phi_m) \operatorname{tg} \Phi_m] + 0,5 \sin \Phi_m = 0. \quad (11)$$

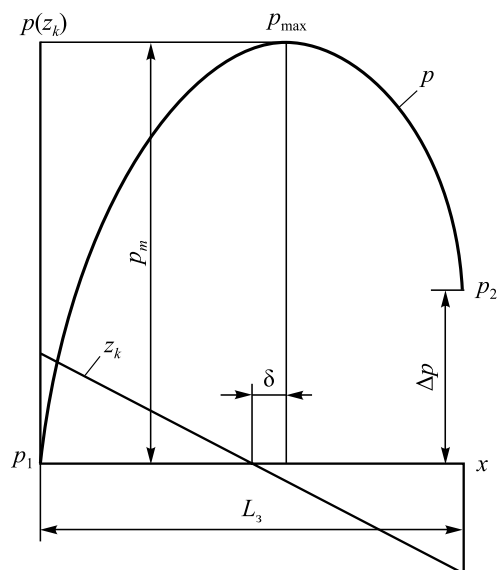


Рис. 1. Эпюры контактных касательных (z_k) и нормальных (p) напряжений в зоне застоя

Fig. 1. Curves of contact tangential (z_k) and normal (p) stresses in the stagnation zone

Величину δ выразим через толщину нейтрального сечения h_n :

$$\delta = 0,5(h_m - h_n) \operatorname{ctg} \alpha = \frac{0,5Kh_n}{q} \sin |\Phi_m|. \quad (12)$$

Принимая для малых α следующие допущения: $\sin \Phi_m \approx \Phi_m$, $\operatorname{tg} \alpha \approx \alpha$, получим приближенное решение уравнения (11): $\Phi_m \approx -2\alpha/(1 + 2a\alpha)$ и преобразуем формулу (12) к более удобному для практического применения виду:

$$\delta = \frac{h_n \alpha K^2}{q(K + 2q)}.$$

Как следует из рис. 2, в рассмотренном диапазоне параметров ($K = 1...2$, $\alpha = 0...10^\circ$) при $q = 1$ величина p_m меняется в пределах от 2,5 до 4, увеличиваясь с ростом K и α . Уменьшение q приводит к снижению p_m (рис. 3).

Порядок определения Δp рассмотрим для важного частного случая очага деформации, имеющего зоны торможения. В этом случае $q = 1$ и в начале зоны застоя запишем $x = 1$, $\Phi = 0,5\pi$; в конце зоны застоя – $x = \lambda_c$, $\Phi = -0,5\pi$. Подставляя граничные значения в формулу (10), последовательно определим p_1 , p_2 и, выполнив преобразования, получим:

$$\Delta p = 2\pi(a - \sqrt{a^2 - 1}) + \frac{a \ln \lambda_c - 2}{\alpha}. \quad (13)$$

С погрешность не более 4 % при $\alpha \leq 10^\circ$ зависимость (13) аппроксимируется выражением $\Delta p = K(\pi + 0,7K)\alpha$.

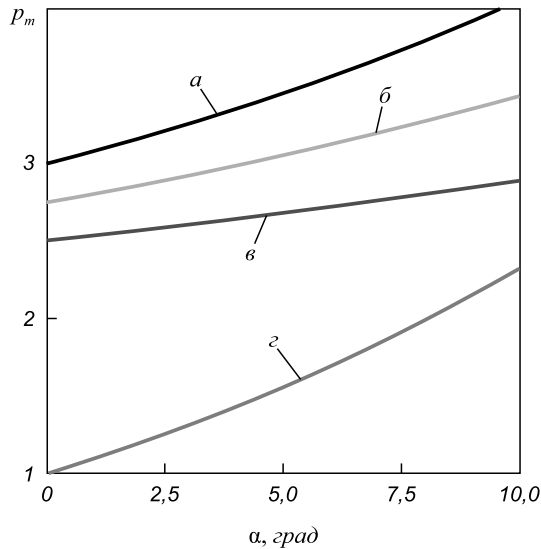


Рис. 2. Влияние угла α и ширины зоны застоя на максимальное приращение нормального контактного напряжения в этой зоне: кривые а – в получены по предложенной методике для различных значений K ($a - K = 2$; $б - K = 1$; $в - K = 0,5$); кривая з получена инженерным методом при $K = 2$

Fig. 2. The influence of the angle α and the width of the stagnation zone at maximum normal contact voltage increment in this area: curves а – в were obtained by the proposed method for various values of K ($a - K = 2$; $б - K = 1$; $в - K = 0,5$); curve з was obtained by engineering method with $K = 2$

Как показывают расчеты, изменение q оказывает незначительное влияние на величину Δp .

Для сравнения результатов, полученных предложенным и инженерным методами, представим решение уравнения (5) при использовании условия пластичности в главных напряжениях и граничном условии $p = p_1$ при $x = 1$ в следующем виде:

$$p = \left(2 + \frac{a}{\alpha} \right) \ln x - \frac{b(x-1)}{\alpha} + p_1. \quad (14)$$

Продифференцировав выражение (14) по x и найдя значение x_m , при котором $dp/dx = 0$, подставим его в (14) и получим после преобразований:

$$p_m = \left(2 + \frac{a}{\alpha} \right) \left[\ln(a + 2\alpha) - \ln b - 1 \right] + \frac{b}{\alpha}. \quad (15)$$

Сопоставление результатов расчета p_m при $K = 2$ и $q = 1$ по предложенной методике (рис. 2, кривая а) и по формуле (15) (рис. 2, кривая з) позволило установить, что использование приближенного условия пластичности приводит к снижению p_m в 2–3 раза. Большие отличия соответствуют меньшим углам α . Принимая длину очага деформации равной L_3 и $p_0 = 2$, определили, что с ростом угла α различие в результатах расчета усилия осадки при использовании точного и приближенного условий пластичности, определяемое коэффи-

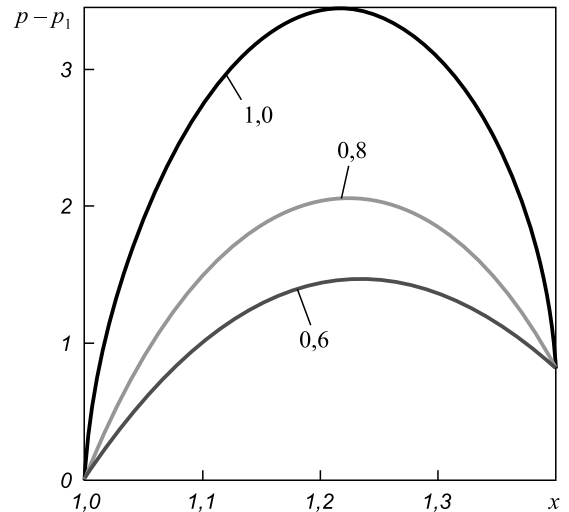


Рис. 3. Влияние параметра q на форму эпюры контактных нормальных напряжений в зоне застоя при $K = 2$, $\alpha = 5^\circ$ (цифры у кривых соответствуют значению q)

Fig. 3. The influence of parameter q on the shape of the curve of normal contact stresses in the stagnation zone at $K = 2$, $\alpha = 5^\circ$ (figures on the curves correspond to the value of q)

циентом K_n , уменьшается. Так при $\alpha = 0$ $K_n = 1,59$, при $\alpha = 5^\circ$ $K_n = 1,47$.

Выводы. С использованием линейного распределения касательных напряжений в зоне очага пластической деформации со знакопеременными силами трения и условия пластичности Мизеса получены зависимости для определения нормальных напряжений на контактной поверхности при осадке прямоугольной и клиновидной полосы, а также при прокатке полосы. Выполнено сопоставление полученных результатов с известными решениями. Показано, что использование приближенного условия пластичности, записанного в главных напряжениях, приводит к существенному уменьшению расчетных значений технологических нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Унков Е. П. Инженерная теория пластичности. –М.: Машгиз, 1959. – 328 с.
2. Целиков А. И., Никитин Г. С., Рокотян С. Е. Теория прокатки. –М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
3. Грудев А.П. Теория прокатки. –М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 280 с.
4. Малинин Н. Н. Технологические задачи пластичности и ползучести. –М.: Высшая школа, 1979. – 119 с.
5. Гарбер Э.А., Кожевникова И.А., Тарасов П.А. Расчет усилий горячей прокатки тонких полос с учетом напряженно-деформированного состояния в зоне прилипания очага деформации // Производство проката. 2007. № 4. С. 7 – 15.
6. Унков Е.П., Джонсон У., Колмогоров В.Л. и др. Теория пластических деформаций металлов. –М.: Машиностроение, 1983. – 598 с.
7. Баранов Г.Л. Влияние контактного трения на напряженное состояние полосы при волочении // Сталь. 2014. № 6. С. 74 – 78.

Поступила 27 октября 2014 г.

ANALYSIS OF THE CONTACT STRESSES IN THE ZONE OF PLASTIC DEFORMATION WITH SIGN-VARIABLE FRICTION FORCES

Baranov G.L., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Machine parts” (bargeleo@mail.ru)

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

Abstract. The dependences for determination of normal tension on a contact surface at a deposit of a rectangular and wedge-shaped strip and during the strip rolling were carried out with the use of linear distribution of tangent tension in the zone of plastic deformation with sign-variable friction forces and conditions of plasticity of Mises. Comparison of the received results was executed to the known decisions. It was shown that the use of approximate condition of plasticity, which was written down in the main tensions, led to essential reduction of the calculated values of technological loadings.

Keywords: upsetting and strip rolling, deformation zone, area of stagnation, contact stresses, technological loadings.

REFERENCES

1. Unksov E.P. *Inzhenernaya teoriya plastichnosti* [Engineering theory of plasticity]. Moscow: Mashgiz, 1959. 328 p. (In Russ.).
2. Tselikov A.I., Nikitin G.S., Rokotyan S.E. *Teoriya prokatki* [Rolling Theory]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 320 p. (In Russ.).
3. Grudev A.P. *Teoriya prokatki* [Rolling Theory]. Moscow: Intermet Inzhiniring, 2001. 280 p. (In Russ.).
4. Malinin N.N. *Tekhnologicheskie zadachi plastichnosti i polzuchesti* [Technological challenges of plasticity and creep]. Moscow: Vysshaya shkola, 1979. 119 p. (In Russ.).
5. Garber E.A., Kozhevnikova I.A., Tarasov P.A. Calculation of efforts of thin strips hot rolling with the stress-strain state in the area of adhesion of the deformation zone. *Proizvodstvo prokata*. 2007, no. 4, pp. 7–15. (In Russ.).
6. Unksov E.P., Johnson W., Kolmogorov V.L. etc. *Teoriya plasticheskikh deformatsii metallov* [Theory of plastic deformation of metals]. Moscow: Mashinostroenie, 1983. 598 p. (In Russ.).
7. Baranov G.L. The influence of contact friction on the stress state of the strip at drawing. *Stal'*. 2014, no. 6, pp. 74–78. (In Russ.).

Received October 27, 2014

УДК 669.184-412:539.4.011

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ В КОНЦЕВЫХ СЛЯБАХ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ

Лоза А.В., ассистент, старший преподаватель кафедры «Теоретическая и прикладная механика»

*Чигарев В.В., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Металлургия и технология
сварочного производства» (chigarew07@rambler.ru)*

Рассохин Д.А., аспирант кафедры «Механическое оборудование заводов черной металлургии»

Шишкин В.В., к.т.н., доцент кафедры «Теоретическая и прикладная механика»

Приазовский государственный технический университет
(87500, Украина, Мариуполь, ул. Университетская, д. 7)

Аннотация. При разливке стали на МНЛЗ качество всех заготовок является практически одинаковым за счет создания стабильных условий непрерывного литья. Последние (концевые) слябы имеют дефект в виде отклонения размеров поперечного сечения от заданных значений. Это приводит к дополнительным потерям металла на последующих металлургических переделах и уменьшает стоимость товарной продукции. В известных исследованиях и публикациях рассматривается технология непрерывного литья в установившиеся периоды. Переходные периоды изучены мало, так как в данном случае отсутствуют простые и надежные методы исследования теплообмена слитка с окружающей средой. В работе рассматриваются причины возникновения разноширинности в концевых непрерывнолитых стальных слябах. Выполнено численное моделирование напряженно-деформированного состояния слитка после порезки его на мерные длины. Расчеты проводились для заготовок из углеродистых марок стали. Установлено, что несимметричное по длине заготовки тепловое поле может вызывать в ней напряжения, превышающие напряжения текучести в диапазоне температур 800 – 900 °С. Это обуславливает возможность появления остаточных деформаций и отклонения ширины заготовки от номинального значения. Сравнение расчетных и экспериментальных данных показывает, что отклонение размеров поперечного сечения слябов происходит по следующим основным причинам: режим охлаждения хвостовой части слитка не является оптимальным; существует значительный перепад температур по длине концевой заготовки. Для уменьшения разноширинности непрерывнолитых стальных слябов, отлитых в период окончания разливки, необходимо усовершенствование технологии их охлаждения.

Ключевые слова: непрерывная разливка, слябы, высокие температуры, напряжения, деформации, геометрические размеры поперечного сечения, технология непрерывного литья, моделирование.

Технология получения стальных слябов при помощи МНЛЗ подразумевает стабильное и практически одинаковое качество всех слябов, полученных из одного непрерывного слитка. Это объясняется тем, что при непрерывной разливке все последовательно разливаемые порции жидкого металла проходят через одни и те же узлы оборудования при одинаковых условиях. В то же время концевые слябы (последние слябы в каждой серии плавов) могут иметь некоторые дефекты, например, отклонения от заданных размеров поперечного сечения, что ведет к образованию отсортировки во вторые сорта. Это влияет на стоимость готовой металлопродукции. Такие изменения размеров объясняются самой технологией разливки последних порций жидкого металла. Главной причиной искажения размеров поперечного сечения в общем случае считают уменьшение ферростатического давления столба жидкого металла на формирующийся слиток, который находится в двухфазном состоянии. Из-за этого уменьшается внутреннее давление от жидкой фазы слитка на затвердевшую корку и усадочные процессы протекают без торможения. В результате первоначально заданные размеры попе-

речного сечения могут уменьшаться, что приводит к определенной конусности сляба и связано с дополнительными потерями металла на последующих переделах. Поскольку изменение размеров поперечного сечения связано с напряженным состоянием непрерывного слитка, исследование напряжений является важной задачей для определения способов уменьшения указанных отклонений.

Вопросам технологии получения и качества непрерывного слитка посвящено много работ отечественных и зарубежных исследователей, однако основная их часть уделяет внимание установившимся режимам непрерывного литья, что нашло логическое воплощение в различных вариантах промышленной технологии производства. Это объясняется незначительной удельной долей слябов, отливаемых в переходные периоды разливки и недостаточной изученностью тепловых процессов, протекающих при этом. На сегодняшний день фактически отсутствуют достаточно простые и надежные методы исследования теплообмена слитка с охлаждающей средой в переходные периоды. Кроме того, дополнительные сложности на стадии моделирования динамических режимов разливки связаны с

тем, что действительные коэффициенты теплопередачи на разных участках МНЛЗ в переходные периоды постоянно изменяются.

Цель данной работы – рассмотрение причин отклонений ширины концевых непрерывнолитых стальных слабов от заданных размеров с целью определения путей уменьшения данного вида дефекта.

Качество и гарантированные показатели готовой продукции, в которых заинтересовано каждое предприятие, определяются установленной технологией производства и требованиями нормативно-технической документации. В общем случае качество конечной продукции зависит от точности соблюдения основных технологических показателей на каждом участке. К таким показателям относятся:

- соответствие каждой марки стали требуемому химическому составу;
- соблюдение температурного и скоростного режима разливки;
- длительное сохранение точности настройки поддерживающих слиток элементов первичного и вторичного охлаждения;
- соблюдение заданных режимов охлаждения и т. д.

Для основной массы разливаемых плавок в промышленных условиях [1, 2] указанные показатели строго регламентированы и, как правило, соблюдаются. Причем во многих случаях данные показатели могут иметь существенные различия для машин разной конструкции даже в пределах одного предприятия. Это связано с различиями по комплектации и времени ввода в действие разных МНЛЗ или различным объемом модернизации оборудования, которое постоянно совершенствуется. В то же время моменту переходных периодов работы МНЛЗ и, в частности, окончания разливки непрерывного слитка в технологической документации уделено достаточно мало внимания, что вынуждает обслуживающий персонал работать с использованием средневзвешенного подхода. Это может выражаться, например, в единой трактовке технологии окончания разливки для машин различной конструкции, несмотря на то, что необходимо учитывать даже небольшие изменения в условиях охлаждения слитка. Так, например, существуют разные инженерные методики расчета эффективного коэффициента теплоотдачи для кристаллизаторов с круглыми и щелевыми каналами, в которых учитываются сечение канала, расстояние между каналами, коэффициент теплопроводности материала стенок. Эти показатели для кристаллизаторов разных машин могут иметь различные значения [3]. При этом разные кристаллизаторы могут иметь различное тепловое сопротивление $R_{ст}$ от рабочей поверхности стенки до воды, которое определяется выражением

$$R_{ст} = \frac{\delta_c}{\lambda_c} + \frac{1}{\alpha_{эф}},$$

где δ_c – расстояние между соседними каналами; λ_c – коэффициент теплопроводности материала стенки; $\alpha_{эф}$ – эффективный коэффициент теплоотдачи, который зависит от конструктивных размеров и толщины карбонатных отложений на стенках охлаждающих каналов, влияющих на термическое сопротивление.

Кроме того, только изменение газового (воздушно-го) зазора между рабочей стенкой кристаллизатора и гарнисажем из-за изменения шероховатости поверхности гарнисажа может более чем вдвое менять общее термическое сопротивление между слитком и кристаллизатором [4]. Это является важной составной частью создания заданных условий формирования кристаллизующегося слитка, тем более, что расчет рационального профиля рабочих стенок производят для максимальной скорости разливки. При этом в динамическом режиме разливки плотность теплового потока q' от слитка к стенке в точке z (координата от уровня мениска жидкого металла) в момент времени τ является функцией z и τ , т. е. зависит от ряда параметров, что в общем случае определяется выражениями:

$$q'(z, \tau) = 0, \quad 0 < z < \Delta H(\tau);$$

$$q'(z, \tau) = q[\tau(z, \tau)], \quad \Delta H(\tau) < z < H_0,$$

где $\Delta H(\tau)$ – уровень мениска жидкого металла; H_0 – высота рабочей стенки кристаллизатора.

Поэтому усредненный подход для условий непрерывного литья на конкретной МНЛЗ может приводить к нежелательным вариантам технологии окончания разливки, что выражается в получении годной продукции (товарных слабов) с отклонениями в размерах поперечного сечения. В некотором смысле можно говорить о технологической наследственности ряда последовательных операций в сквозной металлургической технологии, которая в конечном итоге может приводить к получению готовой продукции с требуемыми показателями или с отклонениями.

Одним из основных факторов технологической наследственности, который влияет на возможность появления сразу нескольких видов дефектов, можно считать формирование напряженного состояния слитка в условиях одновременного действия нескольких процессов, основные из которых – затвердевание слитка изнутри и сложный теплоотвод от наружной поверхности. В промышленных условиях технологический процесс непрерывного литья построен таким образом, чтобы в течение всего цикла разливки оба процесса проходили в соответствии с закономерностями, заложенными в технологию. Это выражается в поддержании заданной температуры поверхности слитка и обеспечении сквозного затвердевания поперечного сечения на заданном участке металлургической длины ручья МНЛЗ. При этом расчетные закономерности нарастания толщины твердой корки слитка и поддержания требуемой тем-

пературы его поверхности должны обеспечиваться заданными коэффициентами теплоотвода от поверхности, что реализуется соблюдением требуемых расходов воды и воздуха и правильной работой охлаждающих устройств зоны вторичного охлаждения [5 – 7]. В установившемся режиме работы каждое сечение непрерывного слитка формируется в одних и тех же условиях за счет последовательного прохождения охлаждающих устройств, работающих с различной интенсивностью в каждой зоне, но неизменяемой во времени. Другая картина наблюдается в переходные периоды и, в частности, при отливке концевых слябов. При окончании разливки скорость литья уменьшают для захлаживания «хвоста» слитка, причем критерием служит не расчетный заранее предусмотренный режим, а получаемое по факту надежное замораживание зеркала жидкого металла в кристаллизаторе. На практике время замораживания зеркала металла может изменяться в значительных пределах. Это зависит от конкретных технических приемов, используемых технологическим персоналом. При этом охлаждение последнего, концевого сляба практически может сильно отличаться от охлаждения предыдущих частей слитка. Фактически различные части концевого сляба могут иметь разное напряженное состояние. Поскольку деформации определяются возникающими напряжениями, несимметричное напряженное состояние в концевой части слитка при замораживании жидкой лунки может существенно влиять на отклонение размеров поперечного сечения последнего сляба. Кроме того, в силу непрерывности слитка МНЛЗ и достаточно малой скорости разливки, неодинаковые условия охлаждения торцов создаются при разрезании слитка на части машинами газовой резки. Например, при скорости разливки 0,6 м/мин, разница во времени между выполнением последующих резов одного слитка может составлять более 15 мин (для слябов длиной 10 м). При этом передний торец сляба интенсивно охлаждается, в то время как задний в момент резки, наоборот, разогревается от пламени газового резака. Эта разница в температурах противоположных торцов должна изменять напряженное состояние заготовки. При температурах слитка, соответствующих пребыванию его в зоне газовой резки, металл находится в области упругопластических деформаций. Поэтому неравномерный разогрев непрерывнолитой заготовки может вызвать большее расширение тех участков, которые соответствуют более горячему сечению слитка. Это может привести к остаточным деформациям по ширине сляба, поскольку он находится в области упругопластического состояния. Деформации сляба в поперечном сечении от несимметричного распределения температур по его длине обычно не учитываются. На сегодняшний день из нескольких факторов, влияющих на остаточную деформацию сляба по ширине, не установлены главные факторы, а также степень их влияния на искажение поперечных размеров.

В связи с этим было проведено численное моделирование напряженно-деформированного состояния сляба после порезки его на мерные длины. Моделирование температурных полей и напряженного состояния сляба, получаемого из непрерывно литого слитка, выполнялось в расчетной программе ABAQUS с использованием метода конечных элементов. В основе модели лежит уравнение теплопроводности с соответствующими краевыми условиями. В данной работе использована методика, реализованная с помощью трехмерной пространственной модели. Расчеты проводили для условий одного из металлургических комбинатов с криволинейной МНЛЗ, зона вторичного охлаждения которой включает роликовые секции и форсуночное водовоздушное охлаждение. Расчеты проводились для прямоугольных слитков с размерами поперечного сечения 250×1600 мм. Методика теоретического исследования заключалась в следующем:

- находится функция, описывающая температурное поле сляба;
- определяется функция, описывающая поле термических напряжений;
- вычисляется амплитуда условных термоупругих напряжений в материале сляба;
- определяются значения термоупругопластических деформаций.

При моделировании поведения слитка было принято допущение о равномерном распределении механических свойств материала по длине заготовки. На противоположных по длине заготовки торцах в качестве граничных условий задавались температуры с разницей (перепадом) значений от 50 до 300 °С. При выполнении моделирования первоначально получали поле распределения температур в поперечном сечении (рис. 1) и по поверхности непрерывнолитой заготовки (рис. 2). Полученные значения были использованы для определения напряжений и деформаций, возникающих в заготовке при задаваемых температурных перепадах (рис. 3, 4).

Анализ полученных результатов показывает, что в случае перепадов температур по длине в одной заготовке один из торцов с более высокой температурой должен иметь больший размер по ширине. Разница в ширине торцов одного сляба сечением 250×1600 мм длиной 8000 мм из углеродистых марок стали при наличии перепада температур 250 °С по длине заготовки, согласно расчетной модели, может достигать 10 мм. Уменьшение перепада температур по длине сляба приводит к снижению разницы в ширине торцов. Напряжения в металле от возникающего теплового расширения на отдельных участках могут превышать предел текучести. По результатам экспериментальных исследований [8 – 10] напряжения течения углеродистых марок стали в диапазоне температур от 800 до 900 °С изменяются ориентировочно от 55 до 30 МПа. Согласно результатам, полученным при моделировании, темпе-

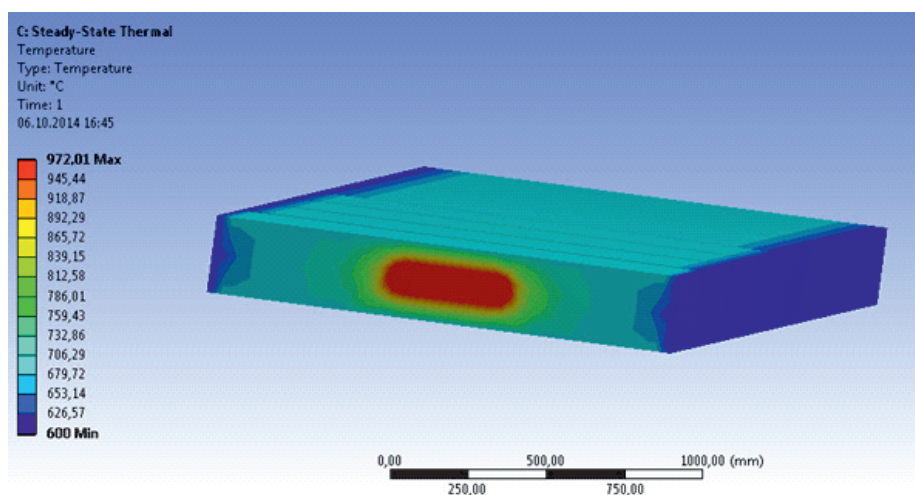


Рис. 1. Моделирование распределения температур в поперечном сечении непрерывнолитого стального сляба

Fig. 1. Modeling of the temperature distribution in the cross section of continuously casted steel slab

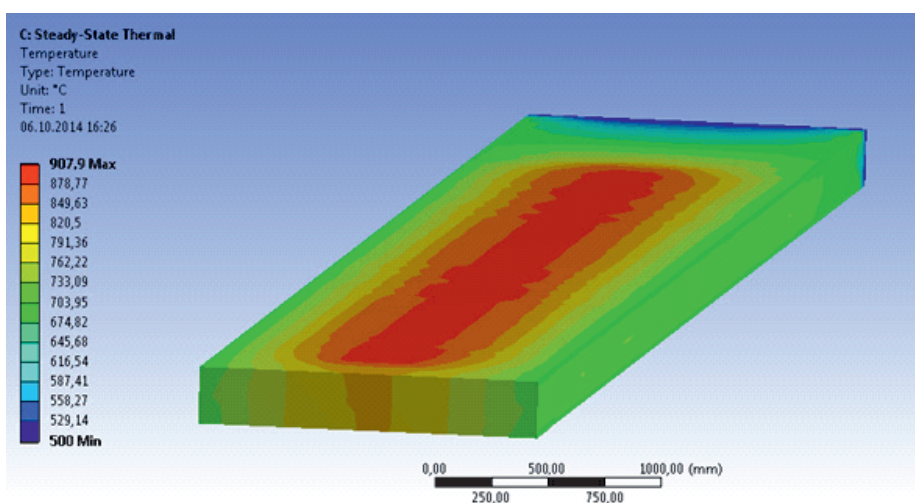


Рис. 2. Распределение температур на поверхности конечной заготовки

Fig. 2. The temperature distribution on the surface of the final ingot

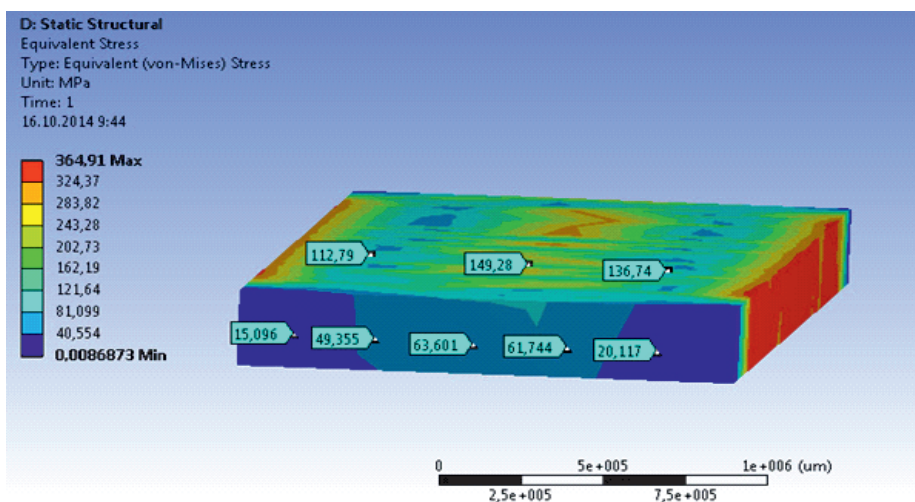


Рис. 3. Эквивалентные напряжения в конечной заготовке

Fig. 3. Equivalent stresses in final ingot

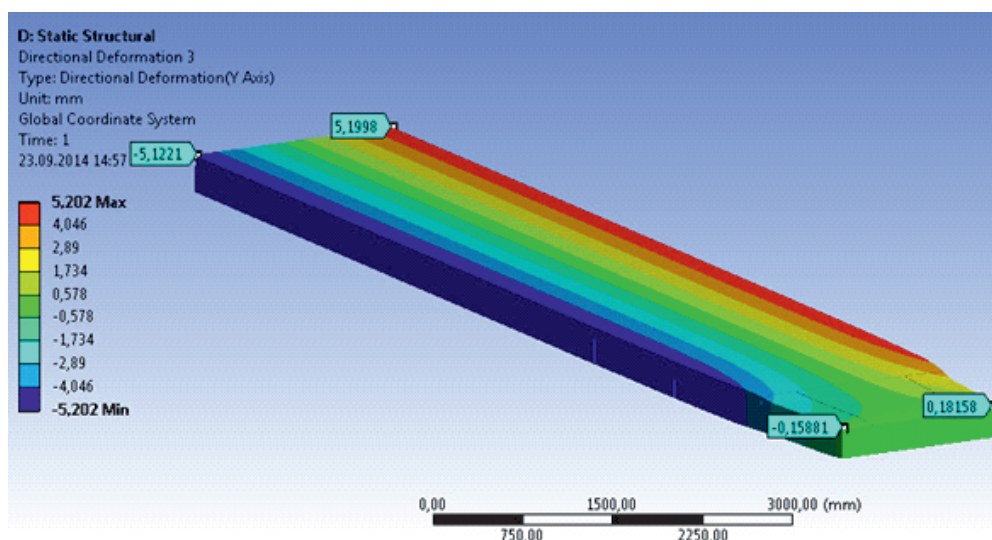


Рис. 4. Деформации в концевой заготовке при неравномерном по ее длине нагреве

Fig. 4. Deformation in final ingot at heating, uneven by its length

ратурные напряжения в слябах могут превышать указанные напряжения течения стали, что обуславливает возможность появления остаточных деформаций. Из-за этого существует потенциальная опасность возникновения разноширинности в непрерывнолитых стальных слябах. Частично данная проблема может быть решена в интервале температур пластических деформаций за счет обеспечения заданных по расчету скоростей охлаждения заготовок после их порезки на мерные длины [11].

В то же время изучение практических данных по эксплуатации слябовых МНЛЗ показывает, что для концевых слябов фактическое отклонение размеров в одной заготовке шириной 1900 – 2000 мм может достигать 40 мм (основной диапазон отклонений размеров составляет 20 – 30 мм). Слябы с номинальной шириной 1500 – 1600 мм имеют отклонения размеров по ширине не более 30 мм. При этом отклонение размеров (ширины слябов) изменяется в значительных пределах в разных сериях даже на одной машине. Это связано с различиями в режимах охлаждения последних метров непрерывнолитых заготовок, которые обусловлены человеческим фактором. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных показывает, что максимальное отклонение ширины сляба шириной 1500 – 1600 мм составляет 30 мм. Лишь часть остаточных деформаций заготовки (30 – 35 %) можно объяснить неравномерным нагревом ее по длине. Очевидно, что более значимым фактором является режим охлаждения формирующегося слитка в условиях изменяющегося ферростатического давления при окончании розливки.

Таким образом, за счет усовершенствования технологии непрерывной разливки (обеспечения меньших значений перепадов температур по длине сляба и оптимизации режима охлаждения концевой части непре-

рывного слитка) можно влиять на уменьшение отклонений поперечных размеров концевых слябов.

Выводы. Температурное поле слябов, отлитых в переходных режимах, может значительно отличаться от основного тела непрерывного слитка. Несимметричное распределение температур приводит к возникновению напряжений, которые могут вызывать остаточные деформации.

Концевые слябы подвержены несимметричным тепловым нагрузкам на нескольких участках по длине МНЛЗ, основные из которых – первые секции охлаждения и зона машин газовой резки.

Для уменьшения отклонений в размерах поперечного сечения концевых непрерывнолитых стальных слябов необходимо дополнительное усовершенствование технологии их охлаждения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сладкошteeв В.Т., Ахтырский В.И., Потанин Р.В. Качество стали при непрерывной разливке. – М.: Металлургия, 1964. – 68 с.
2. Теория непрерывной разливки / В.С. Рутес, В.И. Аскольдов, Д.П. Евтеев и др. – М.: Металлургия, 1971. – 296 с.
3. Звягин В.В., Целиков А.А., Шусторович В.М. // Сб. тр. «Создание и исследование сталеплавильных агрегатов и машин непрерывного литья высокой производительности» – М.: ВНИИ-МЕТМАШ, 1982. С. 47 – 58.
4. Зайцев А.И., Лейтес А.В., Либерман А.Л. Физико-химические основы нового метода управления отводом тепла от слитка к кристаллизатору // Сталь. № 3. 2003. С. 70 – 74.
5. Белый В.А. Перспективы совершенствования формы сечения непрерывнолитой заготовки // Сталь. № 9. 2008. С. 24 – 27.
6. Смирнов А.А., Паршин В.М., Парфенов Е.П. Оптимизация режима вторичного охлаждения непрерывнолитых слябов // Сталь. № 12. 1995. С. 30 – 32.
7. Парфенов Е.П., Кобелев В.А., Гельфенбейн Е.В. Исследование теплообмена при взаимодействии водовоздушного факела форсунки с непрерывно отливаемым слитком в зоне вторичного охлаждения // Сб. тр. «Совершенствование конструкций, иссле-

- дование и расчет машин непрерывного литья заготовок». – М.: ВНИИМЕТМАШ, 1987. С. 68 – 77.
8. Нисковских В.М., Карлинский С.Е., Беренов А.Д. Машины непрерывного литья слывовых заготовок – М.: Металлургия, 1991. – 271 с.
 9. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; Под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

10. Материалы в машиностроении: выбор и применение: Справочник в 5 томах. Т. 2. Конструкционная сталь / под ред. И. В. Кудрявцева. – М.: Машиностроение, 1967. – 496 с.
11. Пат. 92044 Украина. Способ корректировки ширины непрерывнолитых слывов / В.В. Шишкин, А.В. Лоза; опубл. 25.07.2014. Бюл. № 14.

Поступила 19 ноября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 197–202.

RESEARCH OF DEFORMATIONS IN FINAL SLABS AT CONTINUOUS CASTING OF STEEL

Loza A.V., Senior Lecturer of the Chair "Theoretical and Applied Mechanics"

Chigarev V.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Metallurgy and Welding Technology"

(chigarev07@rambler.ru)

Rassokhin D.A., Postgraduate of the Chair "Mechanical equipment of ferrous metallurgy plants"

Shishkin V.V., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Theoretical and Applied Mechanics"

Azov State Technical University (7, Universitetskaya str., Mariupol, 87500, Ukraine)

Abstract. At casting of steel on CCM quality of all ingots is almost identical by creating stable conditions of continuous casting. The final slabs have a defect in the form of the cross-sectional dimensions - the deviation from the desired values. This leads to additional losses of metal in subsequent metallurgical redistribution and reduces the cost of commodity products. The prior studies and publications consider continuous casting technology in the established periods. Transition periods have been poorly studied because there are no simple and reliable methods of investigation of heat exchange of the ingot with the environment during these periods. This article discusses the causes of different widths of the final continuously casted steel slabs. The numerical modeling of the stress-strain state of the ingot after cutting to length it was made. Calculations were performed for ingots made of carbon steel grades. It was established that the asymmetric in length billet thermal field may cause it stress exceeding the yield stress in the temperature range 800 – 900 °C. This leads to the possibility of residual strain and deflection width of the ingot from the nominal value. Comparison of calculated and experimental data showed that the deviation of the cross-sectional dimensions of slabs occurs for the following reasons:

1. Cooling mode of the tail section of the ingot was not optimal.
2. There was a significant temperature gradient along the length of the end of the ingot.

To reduce the different widths of continuously casted steel slabs during the end of the casting it is necessary to improve their cooling technology.

Keywords: continuous casting, slabs, high temperatures, stresses, deformations, geometrical dimensions of the cross section, process of continuous casting, computer simulation.

REFERENCES

1. Sladkoshteev V.T., Akhtyrskii V.I., Potanin R.V. *Kachestvo stali pri nepreryvnoi razlivke* [The quality of steel at continuous casting]. Moscow: Metallurgiya, 1964, p. 68. (In Russ.).
2. Rutes V.S., Askol'dov V.I., Evteev D.P., Genkin V.Ya., Chigrinov M.G., Manokhin A.I. *Teoriya nepreryvnoi razlivki* [Theory of continuous casting]. Moscow: Metallurgiya, 1971. 296 p. (In Russ.).
3. Zvyagin V.V., Tselikov A.A., Shustorovich V.M. *Sozdanie i issledovanie staleplavil'nykh agregatov i mashin nepreryvnogo lit'ya vysokoi proizvoditel'nosti* [Creation and research of units and continuous casting machines of high performance]. Moscow: VNIIMetmash, 1982, pp. 47–58. (In Russ.).
4. Zaitsev A.I., Leites A.V., Liberman A.L. Physico-chemical basis of the new control method of heat transfer between ingot and mold. *Stal'*. 2003, no. 3, pp. 70–74. (In Russ.).
5. Belyi V.A. Improving the cross section of continuous-cast billet. *Steel in Translation*. 2008, vol. 38, no. 9, pp. 752–755.
6. Smirnov A.A., Parshin V.M., Parfenov E.P. Optimization of secondary cooling of continuously cast slabs. *Stal'*. 1995, no. 12, pp. 30–32. (In Russ.).
7. Parfenov E.P., Kobelev V.A., Gel'fenbein E.V. *Issledovanie teploobmena pri vzaimodeistvii vodovozdushnogo fakela forsunki s nepreryvno olivayemym slitkom v zone vtorichnogo okhlazhdeniya* [Investigation of heat transfer in the interaction of the water-air torch nozzle with continuously casted ingot in the secondary cooling zone]. In: *Sovershenstvovanie konstruksii, issledovanie i raschet mashin nepreryvnogo lit'ya zagotovok* [Improving the design, research and calculation of CCM]. Moscow: VNIIMetmash, 1987, pp. 68–77. (In Russ.).
8. Niskovskikh V.M., Karlinskii S.E., Berenov A.D. *Mashiny nepreryvnogo lit'ya slyabovykh zagotovok* [Slab continuous casting machines]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 271 p. (In Russ.).
9. Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. etc. *Marochnik stalei i splavov* [Grade list of steels and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 639 p. (In Russ.).
10. *Materialy v mashinostroenii: vybor i primenenie: spravochnik v 5 t. T. 2. Konstruktsionnaya stal'* [Materials in mechanical engineering, vols. 1–5. Vol. 2: Constructional steel]. Kudryavtsev I.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1967. 496 p. (In Russ.).
11. Shishkin V.V., Loza A.V. *Sposob korrektyrovki shiriny nepreryvnolitykh slyabov* [Method of adjusting the width of continuously casted slabs]. Patent no. 92044 Ukraine. *Byulleten' izobretenii*. 2014, no. 14. (In Russ.).

Received November 19, 2014

УДК 621.314

ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА УПРАВЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЕМ ВАКУУМНОЙ ДУГОВОЙ ПЕЧИ. СООБЩЕНИЕ 1

Александров А.Г.¹, д. ф.-м. н., профессор, ведущий научный сотрудник (alex7@ipu.ru)

Ливаткин П.А.^{1,2}, мастер по ремонту цеха КИПиА, аспирант

Положенцев К.А.², старший мастер по ремонту цеха КИПиА, аспирант СТИ НИТУ «МИСиС»

Институт проблем управления им. В.А. Трапезникова Российской академии наук ИПУ РАН

(117997, Россия, Москва, Профсоюзная ул., д. 65)

ОАО «Металлургический завод «Электросталь»

(144002, Россия, г. Электросталь, Московская обл., ул. Железнодорожная, 1)

Аннотация. В целях изучения возможности снижения затрат на электроэнергию и брака, а так же увеличения качества выплавляемых слитков проведено построение модели управления напряжением вакуумной дуговой печи. Определена цель управления, которая сводится к поддержанию интеграла разности между заданным и фактическим напряжением в допустимых границах, не превышающих заданной величины технологами. В основе предложенной модели управления напряжением вакуумной дуговой печи лежат уравнения напряжения печи, межэлектродного промежутка, перемещения штока-электрододержателя с электродом, двигателя постоянного тока и веса капель. Проведен анализ процесса образования капли. Предложен график и система уравнений, описывающие поэтапный рост образования капли.

Ключевые слова: вакуумная дуговая печь, управление вакуумным дуговым переплавом, управление напряжением, построение модели управления напряжением, уравнения роста капель, электродвигатель постоянного тока, уравнение межэлектродного промежутка.

В настоящее время в металлургической промышленности используется большое количество различных вакуумных дуговых печей (ВДП), в которых разными способами реализовано управление процессом вакуумного дугового переплава.

Вакуумная дуговая печь – электрическая печь для плавки металлов в вакууме энергией электрической дуги [1]. Печь применяется для переплава металла в вакууме для улучшения свойств и чистоты получаемого в процессе переплава слитка. Ее схема представлена на рис. 1.

Печь содержит газоразрядную систему, где электрическая дуга существует на поверхностях переплавляемого металла и на получаемом слитке 2. При подаче постоянного тока между электродом и кристаллизатором возникает электрическая дуга. Выделяющееся тепло расплавляет электрод, жидкий металл стекает в кристаллизатор 5, образуя слиток.

Перемещение штока с электродом осуществляет электродвигатель постоянного тока (ДПТ) через систему редукторов так, чтобы расстояние между электродом и слитком (межэлектродный промежуток) сохранялось постоянным.

Широкое развитие автоматизации технологических процессов в последние годы связано не только с появлением новых средств вычислительной техники, но и современных методов управления. Системы АСУТП вакуумных дуговых печей опираются на различные параметры, которые следует контролировать в процессе всего

переплава. Такими параметрами являются: ток, напряжение внутри печи, давление в вакуумной камере, вес расходоуемого электрода, напряженность магнитного поля, частота капель, скорость переплава и т. д. Существуют разработанные математические модели ВДП [2 – 4].

В работе [2] рассматривается построение математической модели вакуумной печи в целом, математической регрессионной модели ионизации и тепловой модели наплавляемого слитка. Моделирование подтверждается экспериментами, которые позволили получить качественную математическую модель ВДП.

В работе [3] приводится дуговая сталеплавильная печь постоянного тока с разработанной системой регулирования тока, включающей модель электрической дуги. В процессе исследования было установлено, что система нелинейная и приводит к необходимости корректировки настроек ПИД-регулятора при изменении величины задания тока. Чтобы устранить данный недостаток, предложена система с параметрической адаптацией, которая осуществляет автоматическую корректировку коэффициентов регулятора при изменении величины задания тока.

В работе [4] построена имитационная модель дуговой сталеплавильной печи, где для проводимости дуги применяется уравнение Касси [5]. Полученная модель содержит два канала: по току и по напряжению. Сравнение результатов модели с результатами реального объекта показало расхождение в значениях, которое не превысило 10,5 %.

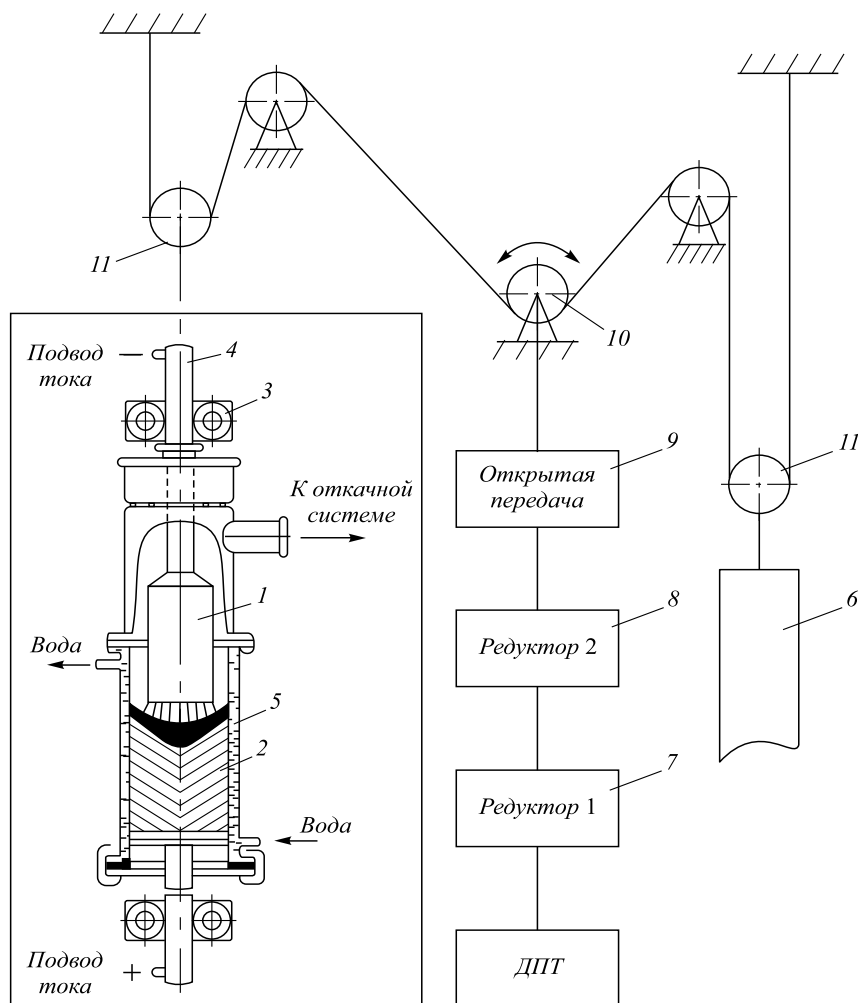


Рис. 1. Схема дуговой вакуумной электропечи с кристаллизатором:

1 – электрод; 2 – слиток; 3 – направляющие штока; 4 – механический шток; 5 – кристаллизатор; 6 – груз; 7 – 9 – система редукторов; 10 – цепная передача; 11 – полиспаст

Fig. 1. Diagram of the vacuum arc furnace with mold:

1 – electrode; 2 – bar; 3 – guide rod; 4 – mechanical rod; 5 – mold; 6 – weighting; 7 – 9 – system of gearboxes; 10 – chain drive; 11 – burton

В настоящей работе предложен метод управления напряжением, где рассматривается разность заданного (u_3) и фактического (u_n) напряжения печи.

Модель процесса управления напряжением вакуумной дуговой печи основывается на поддержании интеграла разности Δu (В) в допустимых границах, не превышающих заданной величины Δu^* (В).

Целью управления является поддержание $\Delta u < \Delta u^*$:

$$\Delta u = \frac{1}{T} \int_{t-T}^t |u_3 - u_n(t)| dt, \quad T < t, \quad (1)$$

где T – интервал времени усреднения ошибки, с; t – текущее время, с.

Напряжение печи зависит от величины межэлектродного промежутка и падения капель расплава. Они на короткий отрезок времени снижают сопротивление межэлектродного промежутка. Напряжение печи описывается как

$$u_n(t) = i_n R_n(t); \quad (2)$$

$$R_n(t) = l(t) R_{mm} - l_k(t) (R_{mm} - R_k) + R_{эл}, \quad (3)$$

где $l(t)$ – величина межэлектродного промежутка, мм; i_n – ток печи (значение тока на выбранном диапазоне исследования принимается постоянным), А; $R_n(t)$ – сопротивление печи (сопротивление электрода, дуги, слитка), Ом; R_{mm} – сопротивление 1 мм промежутка дуги, Ом/мм; $R_{эл}$ – сопротивление электрода и слитка, Ом; $l_k(t)$ – длина капли расплавленного металла, которая может переключить межэлектродный промежуток, мм; R_k – сопротивление 1 мм капли, Ом/мм.

Уравнение межэлектродного промежутка:

$$l(t) = S_0 + S(t) - \frac{m_{cl}(t)}{\pi r} \left(\frac{1}{R^2} - \frac{1}{r_s^2} \right), \quad r_s(t) = \varphi(l_s), \quad (4)$$

где S_0 – расстояние от электрода до дна кристаллизатора на момент начала переплава, м; $S(t)$ – перемещение электрода с момента начала переплава, м; R – радиус слитка, м; r_3 – радиус электрода (если электрод не цилиндрический, то r_3 является функцией длины электрода $l_3(t)$), м; ρ – плотность электрода, кг/м³; $m_{сл}(t)$ – масса слитка в текущий момент времени, кг.

Перемещение штока-электрододержателя с электродом описывается уравнением

$$\dot{S} = K_p \omega, \quad (5)$$

где K_p – коэффициент передачи редуктора, м; $\omega(t)$ – скорость вращения вала двигателя, рад/с.

Уравнения двигателя постоянного тока [6]:

$$J \dot{\omega} = k_m i_{я} + M_H; \quad (6)$$

$$L_{я} \dot{i}_{я} + r_{я} i_{я} + k_e \omega = u_{я}, \quad (7)$$

где J – приведенный к валу двигателя момент инерции механической системы (электрода, штока и груза), кг·м²; k_m – конструктивная постоянная двигателя, (кг·м²)/(с·А); k_e – конструктивная постоянная двигателя, В·с; $i_{я}$ – ток якоря двигателя, А; $r_{я}$ – сопротивление якоря двигателя, Ом; $L_{я}$ – индуктивность якоря, Гн; M_H – момент нагрузки, кг·м²/с².

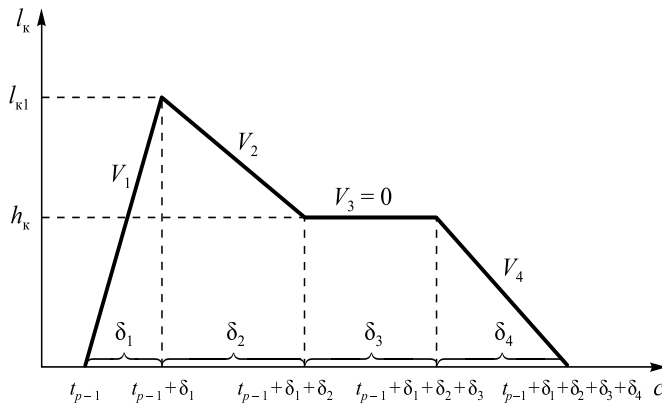


Рис. 2. График образования капли

Fig. 2. The graph of drop formation

Напряжение якорной цепи двигателя формируется выпрямителем:

$$T_B \dot{u}_{я} + u_{я} = k_B u_{ф}; \quad (8)$$

$$T_{ф} \dot{u}_{ф} + u_{ф} = K_{рег} \varepsilon; \quad (9)$$

$$\varepsilon = u_3 - u_{п}, \quad (10)$$

где u_3 – заданное напряжение дуговой печи, В; $u_{п}$ – напряжение печи, В; $u_{ф}$ – сглаженное значение напряжения, В; $T_{ф}$ – постоянная времени сглаживающего фильтра, с; k_B – коэффициент усиления выпрямителя двигателя, T_B – постоянная времени выпрямителя, с.

Пусть капли весом m_i падают равномерно через время τ_i , тогда получаем:

$$m_{сл}(t_p) = \sum_{i=1}^p m_i, \quad t_p = \sum_{i=0}^p \tau_i, \quad p = \overline{1, N}. \quad (11)$$

Рост капли протекает в пять этапов, показан на рис. 2, 3:

- 1) капля образуется на поверхности электрода;
- 2) ножка капли растет со скоростью v_1 в течение времени δ_1 ;
- 3) в момент времени $t_{p-1} + \delta_1$ рвется ножка и капля отрывается и летит к слитку. В течение времени δ_2 ножка сокращается со скоростью v_1 ($v_2 > v_1$) до ее исчезновения (в момент времени $t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2$);
- 4) капля длиной h_k летит к слитку в течение времени δ_3 (δ_3 – время полета капли от момента конца втягивания ножки до момента касания со слитком), так что она в момент времени $t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2 + \delta_3$ касается слитка (на интервале $[t_{p-1} + \delta_1, t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2]$ длина h_k суммируется с длиной уменьшающейся ножки начиная с момента времени $t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2$, когда длина $l_k = h_k$);
- 5) капля входит в слиток в момент времени $t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2 + \delta_3$ со скоростью v_4 в течение времени δ_4 .

Уравнение роста длины капли расплавленного металла:

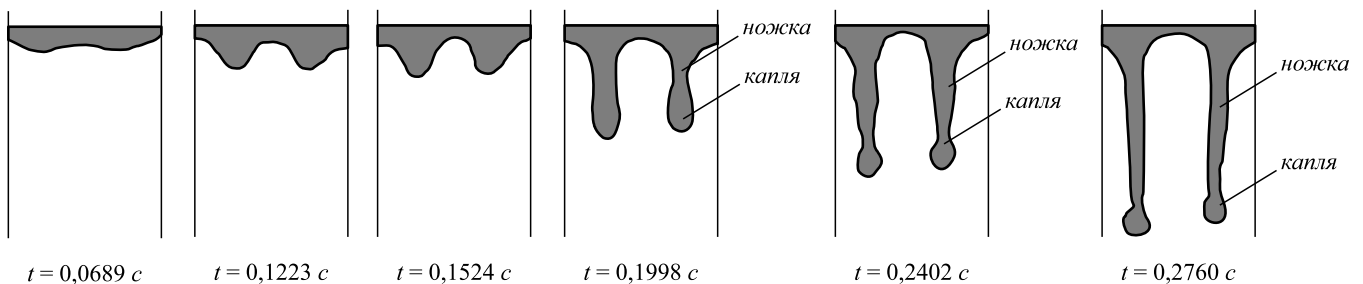


Рис. 3. Процесс образования капель [7]

Fig. 3. The process of drops formation [7]

$$l_k(t) = \begin{cases} v_1(t - t_{p-1}), & t_{p-1} \leq t \leq t_{p-1} + \delta_1, l_{k1} = v_1\delta_1; \\ l_{k1} - v_2(t - (t_{p-1} + \delta_1)), & t_{p-1} + \delta_1 \leq t \leq t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2; \\ l_{k1} - v_2\delta_2 = h_k, v_2\delta_2 = l_{k1} - h_k; & h_k, \\ t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2 \leq t \leq t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2 + \delta_3, v_3 = 0; & h_k - v_4(t - (t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2 + \delta_3)), \\ t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2 + \delta_3 \leq t \leq t_{p-1} + \delta_1 + \delta_2 + \delta_3 + \delta_4; & v_4\delta_4 = h_k, \end{cases} \quad (12)$$

где t_{p-1} – момент начала образования p -й капли, с; l_{k1} – максимальная длина капли расплавленного металла, которая может переключить межэлектродный промежуток, м.

Выводы. Разработана модель процесса управления вакуумной дуговой печью. Выведено уравнение роста длины капли расплавленного металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лапшин И.В. Автоматизация дуговых печей. – М.: Изд. МГУ, 2004. – 165 с.
2. Ташкинов А.Ю. Разработка математических моделей и алгоритмов и их применение для исследования и усовершенствования процессов вакуумного дугового переплава: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2003. – 21 с.
3. Нехамин И.С. Разработка системы управления дуговой печью постоянного тока: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 2009. – 20 с.
4. Фомин А.В. Построение имитационной модели дуговой сталеплавильной печи // Изв. тульского госуд. университета. Техн. науки. 2009. № 3. С. 315 – 321.
5. Cassie A.M. A new Theory of Arc Rupture and Circuit Severity // CIGRE. 1939. № 102. P. 1 – 14.
6. Михайлов О.П. Автоматизированный электропривод станков и промышленных роботов. – М.: Машиностроение, 1990. – 304 с.
7. Zanner F.J., Williamson R.L., Harrison R.P. etc. Superalloy 718 – Metallurgy and Applications / Edited by E.A. Loria. The Minerals, Metals & Materials Society, 1989. P. 17 – 32.

Поступила 6 ноября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 203–206.

CREATING A MODEL OF VOLTAGE CONTROL IN VACUUM ARC FURNACE. REPORT 1

Aleksandrov A.G.¹, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor, Leading Researcher (alex7@ipu.ru)

Livatkin P.A.^{1,2}, Master of Shop Repairing, Postgraduate
Polozhentsev K.A.², Leading Master of Shop Repairing, Postgraduate of STI MISiS

¹ V. A. Trapeznikov Institute of Control Sciences of Russian Academy of Sciences (65, Profsoyuznaya str., Moscow, 117997, Russia)

² JSC “Metallurgical Plant” Electrostal” (1, Zheleznodorozhnaya str., Elektrostal, Moscow Region, 144002, Russia)

Abstract. In order to explore the possibility of reducing energy costs and defects, as well as to increase the quality of melted ingots, the authors held the model of voltage control in vacuum arc furnace. The control objective was determined, which is to maintain the integral of the difference between the desired and the actual voltage in the range, not exceeding the value predetermined by technologists. The basis of the proposed model of voltage control in the vacuum arc furnace was based on the voltage equations of: furnace, electrode gap, displacement of rod-electrode to electrode, the DC motor and the drops weight. The formation of droplets was analyzed. The schedule and system of equations describing the gradual formation of droplets was proposed.

Keywords: vacuum arc furnace, control of vacuum arc remelting, voltage control, construction of a model of voltage control, equations of droplet growth, DC motor, the equation of the electrode gap.

REFERENCES

1. Lapshin I.V. *Avtomatizatsiya dugovykh pechei* [Automation of arc furnaces]. Moscow: Izdatel'stvo MGU, 2004, 165 p. (In Russ.).
2. Tashkinov A.Yu. *Razrabotka matematicheskikh modelei i algoritmov i ikh primeneniye dlya issledovaniya i usovershenstvovaniya protsessov vakuumnogo dugovogo pereplava: Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk* [Development of mathematical models and algorithms and their application to research and process improvement of vacuum arc remelting. Cand. Tech. Sci. diss.]. Ekaterinburg: 2003, 21 p. (In Russ.).
3. Nekhamin I.S. *Razrabotka sistemy upravleniya dugovoi pech'yu postoyannogo toka: Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk* [Development of control system of the arc furnace DC. Cand. Tech. Sci. diss.]. Moscow: 2009, 20 p. (In Russ.).
4. Fomin A.V. Creating a simulation model of the electric arc furnace. *Izvestiya tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki*. 2009, no. 3, pp. 315–321. (In Russ.).
5. Cassie A.M. A new Theory of Arc Rupture and Circuit Severity. *CIGRE*, 1939, no. 102, pp. 1–14.
6. Mikhailov O.P. *Avtomatizirovannyi elektroprivod stankov i promyshlennykh robotov* [Automated electric drive of machines and industrial robots]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 304 p. (In Russ.).
7. Zanner F.J., Williamson R.L., Harrison R.P., Flanders H.D., Thompson R.D. and Szeto W.C. Superalloy 718 – Metallurgy and Applications Edited by Loria E.A., *The Minerals, Metals & Materials Society*, 1989, pp. 17–32.

Received November 6, 2014

УДК 669.018.8

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛОГО (ТРУБЧАТОГО) ЭЛЕКТРОДА НА ХАРАКТЕР ГОРЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ В ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ

Кожухов А.А., к.т.н., доцент, зав. кафедрой «Металлургия и металловедение» (koshuhov@yandex.ru)

Ткачев А.С., ассистент кафедры «Металлургия и металловедение»

Мельников Е.Н., аспирант

Старооскольский технологический институт, филиал НИТУ МИСИС
(309516, Россия, Белгородская обл., г. Старый Оскол, микрорайон Макаренко, 42)

Аннотация. Рассмотрены вопросы, связанные с изучением влияния полого (трубчатого) электрода на характер горения электрической дуги. Выполнены лабораторные исследования по изучению влияния полого (трубчатого) электрода на режим горения электрических дуг. В ходе исследований установлено, что наименьший угол отклонения электрической дуги от оси электрода достигается при отношении $d_{отв}/D_{эл} = 0,2$. Получено регрессионное уравнение, позволяющее оценить угол отклонения электрической дуги в зависимости от диаметра отверстия в полом (трубчатом) электроде.

Ключевые слова: дуговая сталеплавильная печь, электрическая дуга, полый (трубчатый) электрод, угол отклонения.

В настоящее время одной из актуальных задач, стоящих перед отечественной металлургией, является снижение энергетических затрат на производство стали. На основе анализа научно-технической литературы [1, 2] установлено, что одним из перспективных направлений снижения энергоемкости выплавки стали в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) является применение полых (трубчатых) электродов.

Первые исследования в данном направлении были выполнены в начале XX в., большинство из них были направлены на решение вопросов, связанных со ста-

билизацией режима горения электрических дуг и повышением эффективности электрического режима ДСП. Однако в научной литературе нет точных данных о влиянии электродов данной конструкции на режим горения электрической дуги. В связи с этим на электропечной установке, представленной на рис. 1, были выполнены исследования по изучению режима горения электрической дуги при использовании полого (трубчатого) электрода. В ходе проведения исследований на электропечной установке использовались графитированные электроды двух типов: сплошные

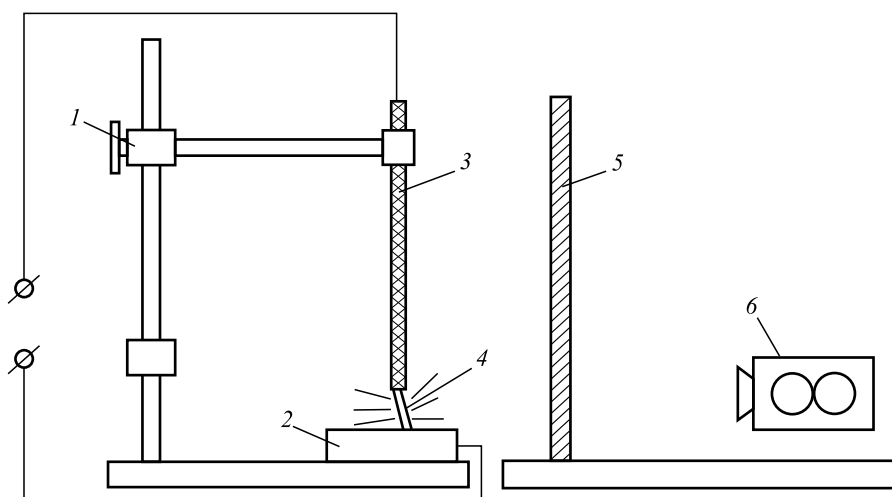


Рис. 1. Схема экспериментальной лабораторной установки для изучения угла отклонения электрической дуги:
1 – механизм перемещения электрода; 2 – графитовая пластина; 3 – графитированный электрод; 4 – электрическая дуга;
5 – защитный экран; 6 – видеокамера

Fig. 1. The scheme of experimental laboratory installation for studying of deviation angle of electric arc:
1 – movement mechanism of electrode; 2 – graphite plate; 3 – the graphitized electrode; 4 – electric arc; 5 – screen; 6 – video camera

и полые (трубчатые). Наружный диаметр электродов составлял $D_{эл} = 35$ мм. Диаметр отверстий в полых (трубчатом) электроде варьировался в соотношении $d_{отв}/D_{эл}$ от 0,05 до 0,5. Электропитание установки осуществлялось от трансформатора, представляющего собой два соединенных последовательно выпрямителя с номинальной мощностью $P = 23,7$ кВт. Для более устойчивого горения электрической дуги, горячей между графитовым и подовым электродом, и создания условий, близких к реальным, в дуговых сталеплавильных печах на подовый электрод подкладывалась металлическая заготовка для образования жидкого металла.

В ходе эксперимента велась видеосъемка через защитный экран. Результаты видеосъемки подвергались цифровой обработке с помощью программы Blitz 3d. Суть обработки заключалась в разбиении полученного в ходе эксперимента видео на кадры с последующим переводом кадров из цветного спектра в серый. Затем отдельный кадр подвергался оценке каждого пикселя по яркости (пиксели с высокой яркостью оценива-

лись как электрическая дуга, с низкой – как свободное пространство). Анализ полученного в ходе эксперимента видео (рис. 2) позволил установить, что величина угла отклонения электрической дуги от оси электрода определяется соотношением $d_{отв}/D_{эл}$. В результате обработки полученных в ходе эксперимента данных была построена зависимость угла отклонения электрической дуги от соотношения $d_{отв}/D_{эл}$, представленная на рис. 3, анализ которого показывает, что наименьший угол отклонения электрической дуги достигается при $d_{отв}/D_{эл} = 0,2$. По результатам статистической обработки полученных данных была получена регрессионная зависимость, позволяющая оценить влияние диаметра отверстия в электроде на величину угла отклонения электрической дуги:

$$\alpha = 502,6 \left(\frac{d_{отв}}{D_{эл}} \right)^2 - 258,3 \left(\frac{d_{отв}}{D_{эл}} \right) + 42,56, \quad R^2 = 0,951. \quad (1)$$

Выводы. Выполнены лабораторные исследования по изучению влияния полого (трубчатого) электрода

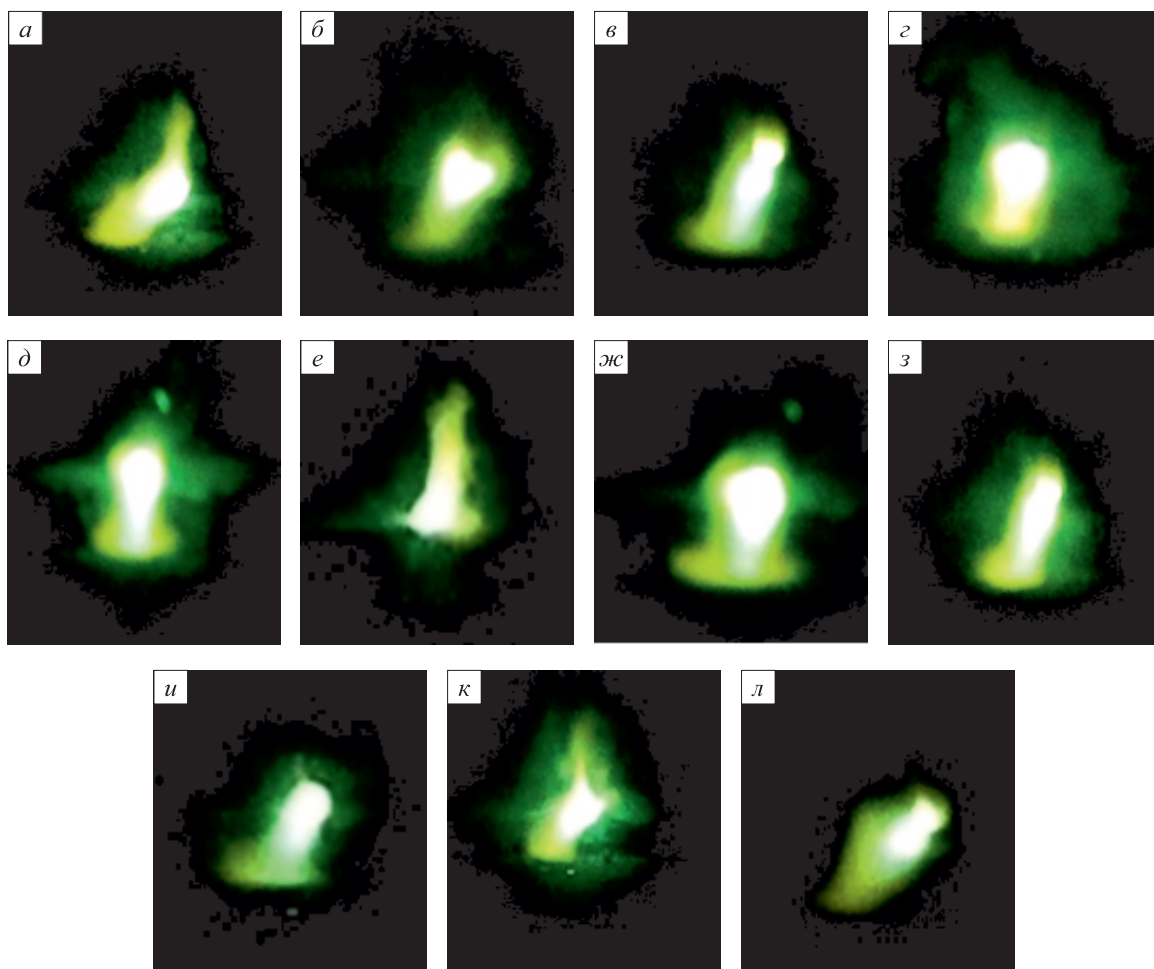


Рис. 2. Фотографии электрической дуги при различном отношении $d_{отв}/D_{эл}$:
а – 0; б – 0,05; в – 0,10; г – 0,15; д – 0,20; е – 0,25; ж – 0,30; з – 0,35; и – 0,40; к – 0,45; л – 0,50

Fig. 2. Photos of an electric arc at various relation of $d_{отв}/D_{эл}$:
а – 0; б – 0,05; в – 0,10; г – 0,15; д – 0,20; е – 0,25; ж – 0,30; з – 0,35; и – 0,40; к – 0,45; л – 0,50

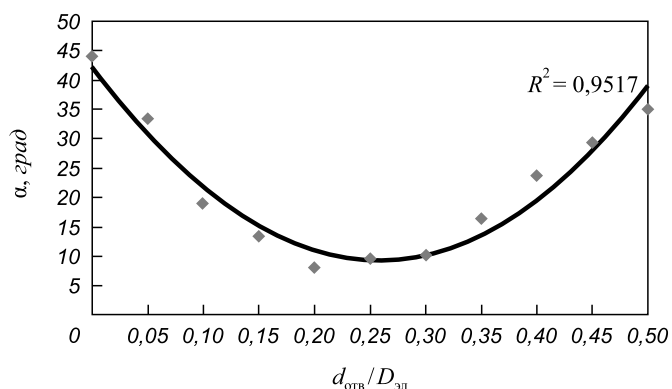


Рис. 3. Зависимость угла отклонения электрической дуги от диаметра отверстия в электроде

Fig. 3. Dependence of deviation angle of an electric arc from diameter of the hole in electrode

на режим горения электрических дуг. В ходе исследований установлено, что наименьший угол отклонения электрической дуги от оси электрода достигается при отношении $d_{\text{отв}}/D_{\text{эл}} = 0,2$. Получено регрессионное уравнение, позволяющее оценить угол отклонения электрической дуги в зависимости от диаметра отверстия в полом (трубчатом) электроде.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Егоров А.Е., Никольский Л.Е., Огороков Н.В. О применении трубчатых электродов в дуговых электрических печах // Электротермия. 1962. № 9. С. 27 – 31.
2. Огороков Н.В., Никольский Л.Е., Егоров А.В. Эффективность работы дуговой печи на трубчатых электродах // Электротермия. 1962. № 9. С. 13 – 18.

Поступила 26 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZov. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 207–209.

EXPERIMENTAL STUDY OF THE INFLUENCE OF HOLLOW (TUBULAR) ELECTRODE ON NATURE OF ELECTRIC ARC BURNING IN EAF

Kozhukhov A.A., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair “Metallurgy and Metallography” (koshuhov@yandex.ru)

Tkachev A.S., Assistant of the Chair “Metallurgy and Metallography”

Mel'nikov E.N., Postgraduate

Sary Oskol Technological Institute of National University of Science and Technology “MISiS” (42, Makarenko, Saryi Oskol, Belgorod Region, 309516 Russia)

Abstract. The article considers the questions about influence of a hollow (tubular) electrode on nature of electric arc burning. Laboratory researches according these were executed. During researches it was established

that the smallest deviation angle of an electric arc from an axis of the electrode was reached at relation $d_{\text{отв}}/D_{\text{эл}} = 0.2$. The regression equation allowing to estimate the deviation angle of electric arc depending on diameter of hole in a hollow (tubular) electrode was obtained.

Keywords: electric arc, hollow (tubular) electrode, deviation angle.

REFERENCES

1. Egorov A.E., Nikol'skii L.E., Okorokov N.V. The application of tubular electrodes in electric arc furnaces. *Elektrotermiya*, 1962, no. 9, pp. 27–31. (In Russ.).
2. Okorokov N.V., Nikol'skii L.E., Egorov A.V. The efficiency of the arc furnace with tubular electrodes. *Elektrotermiya*, 1962, no. 9, pp. 13–18. (In Russ.).

Received January 26, 2015

УДК 669.01:539.374.6

ФОРМИРОВАНИЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ ГРАНИЦ В ОЦК-МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШИХ СТЕПЕНЯХ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ*

Беляевских А.С., аспирант кафедры «Термообработка и физика металлов»

Русаков Г.М., к.ф.-м.н., доцент кафедры «Термообработка и физика металлов»

Лобанов М.Л., д.т.н., профессор кафедры «Термообработка и физика металлов» (m.l.lobanov@urfu.ru)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, д. 19)

Аннотация. Текстура сильно деформированных металлических поликристаллов представляется набором стабильных ориентаций зерен, которые сохраняются при последующей деформации (компоненты текстуры). Возможный набор стабильных ориентировок определяется симметрией деформации. По этой причине стабильные ориентировки связаны определенными кристаллографическими соотношениями, т.е. они могут быть совмещены набором дискретных поворотов. Некоторые повороты из этого набора являются близкими к специальным разориентациям. Текстура ОЦК-металла после большой одноосной деформации (экструзия) исследована ориентационной микроскопией. Специальные границы $\Sigma 3a$, $\Sigma 19a$, $\Sigma 27a$, $\Sigma 9$, $\Sigma 11$ наблюдались между некоторыми деформированными зернами. Ориентировки этих зерен соответствовали основным компонентам текстуры деформации. Вероятность возникновения специальной разориентации – специальной границы определенного типа в пределах локальной области была обратно пропорциональной углу поворота вокруг общей оси $\langle 110 \rangle$ кристаллической решетки соседствующих зерен.

Ключевые слова: текстура, границы зерен, специальные границы, специальные разориентации, деформация, экструзия, ориентационная микроскопия.

Большинство конструкционных и функциональных металлических материалов используется в виде поликристаллов. Неотъемлемой частью их структуры являются высокоугловые границы зерен, которые принято разделять на специальные (или близкие к специальным) и общего типа. В работах [1, 2] предполагается, что процессы рекристаллизации реализуются преимущественно за счет движения специальных (или полуспециальных) границ.

Объяснение рекристаллизационных процессов с использованием эволюции (возникновение, транспортировка, расщепление) специальных границ представляется вполне оправданным, поскольку только для подобных границ возможно описание их движения на уровне скольжения и переползания дислокаций. Также движение специальных границ достаточно просто объясняет формирование и развитие локальных текстур в поликристаллических материалах в процессах структурных превращений [1, 2].

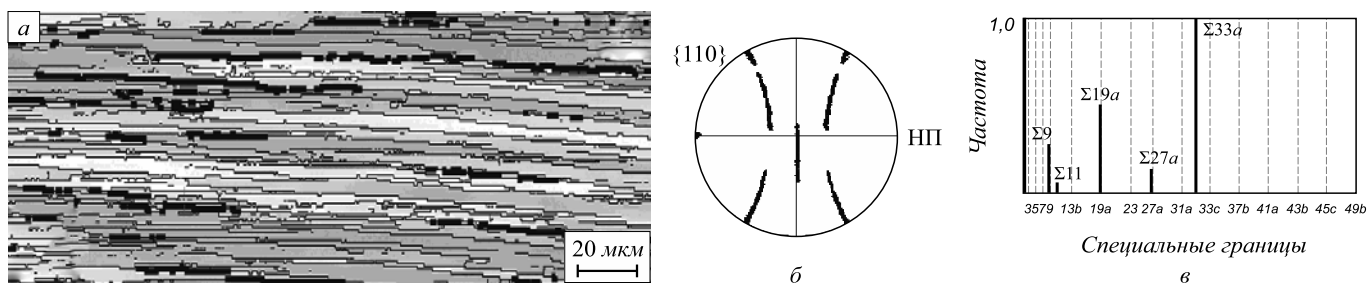
Формированию специальных границ должно предшествовать возникновение специальных разориентаций – взаимных расположений двух кристаллических решеток, совмещенных в общем узле, при некоторых дискретных поворотах которых возникает трехмерная решетка совпадающих узлов. Отношение объемов элементарных ячеек решетки совпадающих узлов и исходной решетки характеризуется параметром Σn –

обратной пространственной плотностью совпадающих узлов, где n принимает значение 3, 5, 7, 9 и т. д., т. е. совпадает каждый третий, пятый и т. д. узел кристаллических решеток.

Кристаллогеометрический анализ показывает, что возникновение специальных разориентаций возможно между кристаллическими решетками зерен поликристаллов, которые приобрели стабильные ориентировки в результате больших направленных деформаций (волочение, экструзия, прокатка). Подобная ситуация реализуется с большей вероятностью, если стабильные ориентировки (основные компоненты текстуры поликристалла) имеют общую кристаллографическую ось, совпадающую с направлением деформации.

Методом ориентационной микроскопии (EBSD) было исследовано текстурное состояние трубки из ниобия, полученной методом экструзии со степенью деформации, превышающей 90 % (см. рисунок). Структура трубки состояла из вытянутых деформированных зерен, в целом характеризующихся наличием аксиальной текстуры $\langle 110 \rangle$ (см. рисунок, а, б). Однако в пределах локальных областей текстура может быть представлена набором рассеянных ориентировок $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 110 \rangle$, повернутых относительно друг друга вокруг оси $\langle 110 \rangle$ на дискретные углы: 20,05, 26,53, 31,59, 38,94, 50,48, т. е., соответственно, находящихся в специальных разориентациях $\Sigma 3a$, $\Sigma 19a$, $\Sigma 27a$, $\Sigma 9$, $\Sigma 11$ [3]. Это хорошо подтверждается полученным методом EBSD частот-

* Работа выполнена в рамках проектной темы МОиН РФ (задание № 11.1465.2014/К).



Текстура ниобиевой трубки, изготовленной экструзией:

a – ориентационная карта с выделением (черным) всех специальных границ; *б* – ППФ {110}, полученная с области, приведенной на «*a*»; *в* – относительная частота фиксации специальных границ разных типов; НП – направление прессования

Texture of niobium tube produced by extrusion:

a – the orientation map of special boundaries (marked black); *б* – PPF {110}, obtained from the area shown on “*a*”; *в* – the relative frequency of fixation of special boundaries of different types; НП - direction of compression

ным распределением специальных границ (см. рисунок, *в*). Очевидно, что вероятность возникновения специальной границы – специальной разориентации определенного типа в пределах локальной области оказывается приблизительно обратно пропорциональной углу поворота вокруг оси $\langle 110 \rangle$ кристаллической решетки соседствующих зерен.

Естественно предположить, что подобные закономерности формирования специальных разориентаций и специальных границ реализуются и в других сплавах с ОЦК-решеткой, включая ферритные трубные стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Русаков Г.М., Лобанов М.Л., Редикульцев А.А., Беляевских А.С. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe – 3 % Si // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 8. С. 827 – 838.
2. Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Водолазский В.Ф., Попов А.А. Текстурное торможение рекристаллизации в титановом сплаве TC6 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 10. С. 32 – 38.
3. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 214 с.

Поступила 23 декабря 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 210–211.

THE SPECIAL GRAIN BOUNDARIES FORMATION IN BCC METALS DURING STRONG UNIAXIAL DEFORMATION

Belyaevskikh A.S., Postgraduate of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”

Rusakov G.M., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”

Lobanov M.L., Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals” (m.l.lobanov@urfu.ru)

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

Abstract. The texture of strongly deformed metal polycrystals was represented by a set of stable grain orientations, which were preserved during the subsequent deformation (texture fibers). A possible set of stable orientations was determined by the deformation symmetry. For this reason, the stable orientations were bound by specific crystallographic relations, i.e. they might be superimposed by a set of discrete rotations. Some rotations in this set were close to special misorientation. Texture of bcc metal after strong uniaxial deformation (extrusion) was investigated by the orientation microscopy (EBSD). Special grain boundaries $\Sigma 33a$, $\Sigma 19a$, $\Sigma 27a$, $\Sigma 9$, $\Sigma 11$ were observed between some deformed grains. The orientations of these grains formed the main of deformation texture fibers. The probability of appearance of special misorientation – of a certain type of special

boundaries within a local area was inversely proportional to the angle of rotation about the common axis $\langle 110 \rangle$ of the crystal lattice of adjacent grains.

Keywords: texture, grain boundaries, special grain boundaries, special misorientation deformation, extrusion, orientation microscopy.

REFERENCES

1. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Belyaevskikh A.S. Special misorientations and textural heredity in the commercial alloy Fe – 3 % Si. *Physics of Metals and Metallography*. 2014. Vol. 115, no. 8, pp. 775–785.
2. Demakov S.L., Vodolazskii F.V., Vodolazskii V.F., Popov A.A., Textural deceleration of recrystallization in titanium alloy TS6. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 52, no 9–10, pp. 487–492.
3. Kaibyshev O.A., Valiev R.Z. *Granitsy zeren i svoystva metallov* [Grain boundaries and properties of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1987. 214 p. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed as part of the task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (task no. 11.1465.2014 / K).

Received December 23, 2014

К ВОПРОСУ ОПТИМИЗАЦИИ УПРАВЛЕНИЯ НАГРЕВОМ МЕТАЛЛА В НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ

Захарова Е.В., к.т.н., доцент кафедры систем управления

Татаринова С.С., студент

Быков Е.П., студент (evgenii.bykov@mail.ru)

Ивановский государственный энергетический университет

(153003, Россия, Иваново, ул. Рабфаковская, д. 34)

Аннотация. Рассматриваются вопросы информационного и математического обеспечения АСУТП нагрева металла в нагревательных печах периодического действия с использованием текущей информации о скорости роста среднemasсовой температуры металла и скорости роста окалины.

Ключевые слова: нагрев металла, оптимизация управления, критерий минимума, среднemasсовая температура металла, толщина окалины.

Оптимизация управления нагревом металла в технологической системе «нагревательное отделение – прокатный стан» представляет собой многокритериальную задачу выбора оптимального управляющего воздействия на металл для изменения его среднemasсовой температуры от температуры посадки t_0 до заданной $t_{\text{срм}}^{\text{зад}}$ за время нагрева T при существующих ограничениях.

Экономический критерий оптимальности управления имеет вид [1]:

$$J = \gamma_1 \int_0^T (F_1[S, \tau], \tau) d\tau + \gamma_2 \int_0^T \frac{V_T(\tau)}{Mn} d\tau \Rightarrow \min, \quad (1)$$

где γ_1, γ_2 – стоимость затрат на нагрев 1 т металла, руб/т; n – число слитков в садке; M – масса слитка, т; F_1 – количество окалины, образующейся на поверхности слитка в процессе нагрева, т/ч; $t(S, \tau)$ – температура поверхности слитка; $V_T(\tau)$ – расход топлива, м³/ч.

Как видно из уравнения (1), эффективность управления нагревом металла определяется совокупностью критериев: временем нагрева T , количеством окалины F , расходом топлива V_T .

В различных производственных ситуациях технологической системы «нагревательное отделение – прокатный стан» критерии качества управления нагревом металла можно свести к трем типам:

- критерий минимума времени нагрева металла

$$J = \int_0^T d\tau = T; \quad (2)$$

- критерий минимума отклонения среднemasсовой температуры от заданной температуры за заданное время

$$J = \int_0^T [t_{\text{срм}}^{\text{зад}} - t(\tau)]^2 d\tau; \quad (3)$$

- критерий минимума интеграла от функции состояния металла и управления при заданном времени нагрева

$$J = \int_0^T \left(\{t_{\text{срм}}^{\text{зад}} - t(\tau)\}^2 + K \{ \Delta_3 - [t_{\text{пов}}(\tau) - t_{\text{срм}}(\tau)] \}^2 \right) d\tau, \quad (4)$$

где K – весовой коэффициент участия составляющих; Δ_3 – заданная равномерность нагрева, К.

Все приведенные критерии качества управления в экономическом выражении имеют вид критерия (1). Типовые задачи управления нагревом металла с различными критериями качества (2) – (4) решены с использованием принципа максимума [1].

Математическое обеспечение АСУТП нагрева металла включает модель нагрева металла с граничными и начальными условиями, модель роста окалины, алгоритмы решения уравнения теплопроводности при граничных условиях I и III рода, алгоритмы расчета среднemasсовой температуры металла, алгоритмы расчета количества окалины, алгоритмы расчета кусочно-непрерывной управляющей функции $V_T(\tau)$.

Математическое обеспечение можно существенно упростить, если использовать информацию о параметрах текущего теплового состояния нагреваемого металла.

В работе рассматриваются вопросы информационного и математического обеспечения АСУТП нагрева металла в нагревательных печах периодического действия с использованием текущей информации о скорости роста среднemasсовой температуры металла и скорости роста окалины [2, 3].

Датчик параметров теплового состояния выполнен из металла, нагреваемого в печи, и представляет собой физическую модель процесса нагрева: он моделирует процессы внешнего и внутреннего теплообмена и создает первичную информацию по среднemasсовой температуре металла и толщине окалины.

Информационно-вычислительная система реализует алгоритмы вычисления скорости роста среднemasсовой температуры и скорости роста окалины. Выходная информация информационно-измерительной системы является входной для алгоритмов расчета кусочно-непрерывной управляющей функции, полученной по принципу максимума.

Использование текущей информации по среднemasсовой температуре металла и толщине окалины позволяет реализовать квазиоптимальное управление в различных производственных ситуациях нагрева металла с критерием качества (2) – (4).

Вопрос разработки эффективных алгоритмов управления по информации о скорости роста среднemasсовой температуры, т. е. по усвоенному металлом тепловому потоку, представляет отдельную задачу и подробно рассмотрен в работах [4 – 5].

Эффективность управляющего воздействия V_T в формировании критерия (1) определяется локальными

$$\text{критериями } K_1 = \frac{\partial t_{\text{срм}}}{\partial \tau V_T} \text{ и } K_2 = \frac{\partial F}{\partial \tau V_T}.$$

Сложность многокритериальной задачи управления нагревом металла обусловлена противоречивостью локальных критериев, что требует разработки модели справедливого компромисса критериев и ранжирования приоритетов критериев в различных производственных ситуациях нагрева металла. Модели справедливого ком-

промисса соответствует интегральный критерий, полученный мультипликативным методом свертки локальных критериев $K = \prod_i K_i$, где K_i – локальные критерии.

$$\text{Для задачи нагрева металла } K = \frac{\partial F}{\partial t_{\text{срм}}}.$$

Принцип справедливого компромисса реализуется автоматизированной системой управления среднemasсовой температурой металла с корректирующим воздействием от датчика скорости роста окалины.

Выводы. Применение предлагаемого информационного и математического обеспечения АСУТП нагрева металла в нагревательных печах периодического действия позволяет улучшить качество нагрева материала, а так же повысить экономичность печи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов Н.И., Парсункин Б.Н., Рябков В.М. Автоматизация производственных процессов в черной металлургии. – М.: Металлургия, 1980. – 303 с.
2. Захарова Е.В., Вьюгина М.С., Соколова А.А. Информационно-вычислительная система определения параметров состояния металла в нагревательной печи периодического действия // Металлург. 2013. № 11. С. 27 – 28.
3. Пат. 118748 РФ. Устройство для определения толщины окалины / Е.В. Захарова, У.Д. Галанова, А.А. Морозов; заявл. 22.12.2011; опубл. 27.07.2012, Бюл. № 21.
4. Пат. 2030462 РФ. Система автоматического регулирования косвенного радиационного режима нагревательной печи периодического действия / Е.В. Захарова, С.И. Девочкина, Г.Г. Кузнецов; заявл. 10.02.92; опубл. 10.03.95, Бюл. № 7.
5. Девочкина С.И., Захарова Е.В., Кузнецов Г.Г. Управление нагревом металла в камерных печах аperiodического действия // Изв. вуз. Черная металлургия. 1989. № 6. С. 124 – 126.

Поступила 28 января 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 200–201.

OPTIMIZING THE CONTROL OF METAL HEATING IN BATCH HEATING FURNACES

Zakharova E.V., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Control Systems

Tatarinova S.S., Student

Bykov E.P., Student (evgenii.bykov@mail.ru)

Ivanovo State Power University (34, Rabfakovskaya str., Ivanovo, 153003, Russia)

Abstract. The paper describes the issues of informational and mathematical support of the control system of metal heating in batch heating furnaces using the current information on the growth rate of average temperature of the metal and the increasing rate of scale.

Keywords: metal heating, control optimization, the criterion minimum, average temperature of the metal, the thickness of the scale.

REFERENCES

1. Ivanov N.I., Parsunkin B.N., Ryabkov V.M. *Avtomatizatsiya proizvodstvennykh protsessov v chernoi metallurgii* [Automation of pro-

duction processes in the steel industry]. Moscow: Metallurgiya, 1980. 303 p. (In Russ.).

2. Zakharova E.V., V'yugina M.S., Sokolova A.A. Computer information system for determining the state parameters of metal in a batch-operated heating furnace. *Metallurgist*. 2014, vol. 57, no. 11–12, pp. 965–967.
3. Zakharova E.V., Galanova U.D., Morozov A.A. *Ustroistvo dlya opredeleniya tolshchiny okaliny* [The device for determining the thickness of scale]. Patent RF no. 118748 RF. *Byulleten' izobretenii*. 2012, no. 21. (In Russ.).
4. Zakharova E.V., Devochkina S.I., Kuznetsov G.G. *Sistema avtomaticheskogo regulirovaniya kosvennogo radiatsionnogo rezhima nagrevatel'noi pechi periodicheskogo deistviya* [The automatic control system of indirect radiation mode of the batch heating furnace]. Patent RF no. 2030462 RF. *Byulleten' izobretenii*. 1995, no. 7. (In Russ.).
5. Devochkina S.I., Zakharova E.V., Kuznetsov G.G. Control of metal heating in the chamber of furnaces with aperiodic action. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1989, no. 6, pp. 124–126. (In Russ.).

Received January 28, 2015

УДК 621.793

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО БОРИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА СТАЛИ ПРИ МИКРОДУГОВОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор
Степанов М.С., к.т.н., доцент (stepanovms@yandex.ru)

Донской государственный технический университет
(344010, Россия, Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

Аннотация. Повышение пластичности стальных изделий после диффузионного борирования достигнуто с помощью формирования композиционной гетерогенной структуры в поверхностном слое. Борирование осуществляли с помощью микродугового нагрева. На поверхность изделия из низкоуглеродистой стали наносили обмазку, содержащую борную кислоту, затем изделие погружали в порошок каменного угля и нагревали электрическим током. В результате обработки образовалось композиционное покрытие толщиной 0,2 мм, состоящее из областей высокодисперсной эвтектидной смеси с микротвердостью 4500 – 4700 МПа и боридной эвтектики с микротвердостью 15,0 – 17,0 ГПа. Под композиционным слоем расположена науглероженная зона с эвтектидной структурой, переходящая в исходную феррито-перлитную структуру.

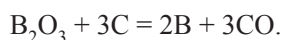
Ключевые слова: поверхностное упрочнение, химико-термическая обработка, диффузионное борирование, микродуговой нагрев.

Диффузионное борирование позволяет значительно повышать твердость, износостойкость и коррозионную стойкость стальных изделий [1]. Недостатком борированного слоя является его низкая пластичность, повышение которой возможно за счет формирования поверхностных слоев, состоящих из эвтектических и псевдоэвтектических композиционных структур, включающих высокодисперсные фазы различной твердости [2].

В настоящей работе исследована возможность формирования композиционного боридного покрытия при микродуговой химико-термической обработке (МДХТО), которая включает в себя электронагрев изделия, погруженного в контейнер с порошком каменного угля [3]. Угольный порошок выполняет функцию электропроводной среды в электрической цепи источник питания – контейнер – порошковая среда – образец, а также является источником атомарного углерода при МДХТО.

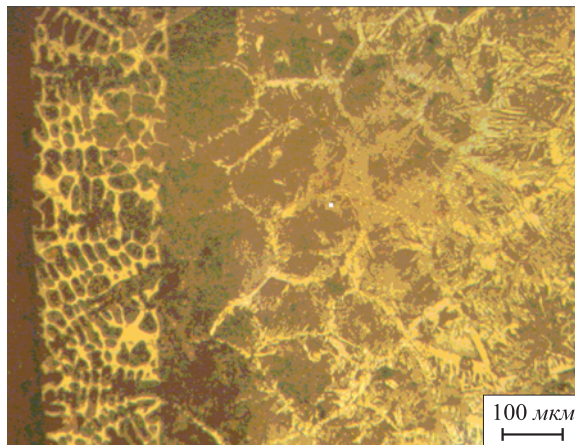
На поверхность образцов из стали 20 diam. 12 и длиной 35 мм наносили гелеобразную электропроводную обмазку, содержащую борную кислоту H_3BO_3 . Глубина погружения образцов в угольный порошок составляла 15 мм. Процесс МДХТО проводили при питающем напряжении 260 В и электрическом токе в цепи 3 А в течение 3 мин.

При нагревании борной кислоты происходит образование борного ангидрида, который затем восстанавливается до атомарного состояния:



Совместная диффузия атомарного бора и углерода происходит преимущественно по границам зерен благодаря преобладающей роли зернограницной диффузии по сравнению с объемной. Такой характер диффузии приводит к достижению предельных концентраций на межфазных границах и формированию в этих участках легкоплавких двойных (железо – бор) или тройных (железо – бор – углерод) эвтектик с температурами образования 1177 и 1100 °С соответственно.

Обнаружено формирование композиционного покрытия толщиной 0,2 мм (см. рисунок), состоящего из областей высокодисперсной эвтектидной смеси с микротвердостью 4500 – 4700 МПа и боридной эв-



Микроструктура поверхностного слоя стали 20 после диффузионного насыщения бором и углеродом

The microstructure of the surface layer of steel 20 (Russian grade) after diffusion saturation of boron and carbon

тектики с микротвердостью 15,0 – 17,0 ГПа (светлые участки борированного слоя). Под композиционным слоем расположена науглероженная зона с эвтектоидной структурой, переходящая в исходную феррито-перлитную структуру.

Таким образом, полученный результат свидетельствует о возможности применения технологии МДХТО для формирования композиционного боридного слоя на поверхности стальных изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. – М.: Новое знание, 2010. – 304 с.
2. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: Физматлит, 2010. – 384 с.
3. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 12. С. 25 – 29.

Поступила 2 июля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 3, pp. 214–215.

FORMATION OF COMPOSITE BORIDE COATING ON STEEL AT MICROARC THERMOCHEMICAL TREATMENT

Dombrovskii Yu.M., Dr. Sci. (Eng.), Professor
Stepanov M.S., Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor
 (stepanovms@yandex.ru)

Don State Technical University (1, Gagarina sqr., Rostov-on-Don, 344010, Russia)

Abstract. Plasticity increase of steel products after diffusion boriding was achieved by the formation of the composite heterogeneous structures in the surface layer. Boriding was carried out by microarc heating. Coating was applied on the surface of the item of low carbon steel containing boric acid. Then it was plunged into coal powder and was heated by electric current. Composite coating with the depth of 0.2 mm was formed as a result of treatment. It consists of the areas of eutectoid mixture with microhardness of 4500 – 4700 MPa and boride eutectic with microhardness of 15.0 – 17.0 HPa. The carburized area with eutectoid structure was

formed under the composite layer. It passed to the original ferrite-pearlite structure.

Keywords: surface hardening, thermochemical treatment, diffusion boriding, microarc heating.

REFERENCES

1. Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki* [Theory and technology of thermochemical treatment]. Moscow: Novoe znanie, 2010. 304 p. (In Russ.).
2. Krukovich M.G., Prusakov B.A., Sizov I.G. *Plastichnost' borirovannykh sloev* [Plasticity of borated layers]. Moscow: FIZMATLIT, 2010. 384 p. (In Russ.).
3. Dombrovskii Yu.M., Stepanov M.S. Microarc cementation of steel items in powder medium. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2013, no. 12, pp. 25–29. (In Russ.).

Received July 20, 2014

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*

Расенец 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 23.03.2015. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4517. Цена свободная.

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