



Республиканская студенческая
научно-практическая конференция

Материаловедение

Сборник докладов

Донецк 2017



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ ДНР



ГОУ ВПО

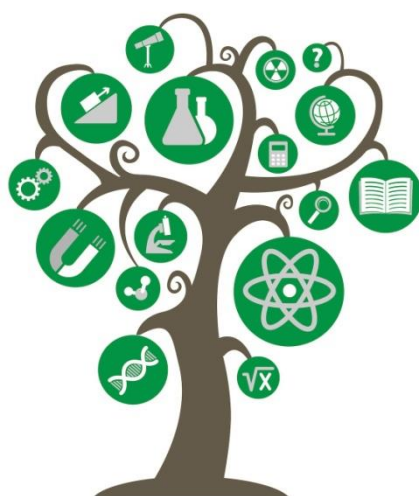
ДОНЕЦКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Кафедра «Физическое материаловедение»

Республиканская студенческая научно-практическая конференция

«Материаловедение»

19-20 апреля 2017 г, г. Донецк



Донецк 2017

УДК 669.1:621.7

Материаловедение / Материалы республиканской студенческой научно-практической конференции. - Донецк: ДонНТУ, 2017. - 61 с.

В сборнике представлены результаты лабораторных исследований и прикладных разработок, касающихся производства изделий из различных конструкционных материалов, исследования структуры и свойств металлов и сплавов.

Материалы представляют интерес для студентов, аспирантов, научных и инженерно-технических работников материаловедческого профиля.

Организационный комитет конференции

- *Председатель* – Егоров Н.Т., зав.каф. «Физическое материаловедение»;
- *Секретарь* – Георгиаду М.В., ст.пр. каф. «Физическое материаловедение»;
- Алимов В.И., д-р техн. наук, проф., ДонНТУ, ДНР;
- Горбатенко В.П., д-р техн. наук, проф., ДонНТУ, ДНР;
- Рябичева Л.А., д-р техн. наук, проф., зав.каф. материаловедения и строительства, университет им. В. Даля, ЛНР;
- Александров В.Д., д-р хим. наук, проф., зав.каф. физики, математики и материаловедения, ДонНАСА, ДНР;
- Милославский А.Г., д-р физ.-мат. наук, проф., ДонНУ, ДНР;
- Крымов В.Н., канд. техн. наук, доц., ДонНТУ, ДНР.

Редколлегия:

Зав.каф. «Физическое материаловедение» Егоров Н.Т., д.т.н., проф.
Алимов В.И. (председатель конференции); ст.пр. Георгиаду М.В. (секретарь)

Ответственный за выпуск:

Доц. Крымов В.Н.

Статьи напечатаны с авторских экземпляров

Адрес редакционной редколлегии:

83001, г. Донецк, ул. Кобозева, 15, 5-й учеб. корпус, к. 5.352

СОДЕРЖАНИЕ

1. МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ – ОСНОВА РАЗВИТИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА И СОЗДАНИЯ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	5
2. Александров А.А., Георгиаду М.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВЫМ ЭЛЕКТРОДОМ НОВОГО СОСТАВА.....	6
3. Горбунов В.В., Крымов В.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ЗВЕНЬЕВ ЦЕПНОЙ ЗАВЕСЫ ПЕЧЕЙ ДЛЯ ОБЖИГА КЛИНКЕРА.....	10
4. Ефремова В.С., Крымов В.Н. СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ГАЛЬВАНИЧЕСКОГО И ДИФфуЗИОННОГО ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.....	14
5. Зозуля А.П., Александров В.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЙ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВИСМУТА	17
6. Канцурова А.А. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР	20
7. Кирюшкин А.А., Горбатенко В.П. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИАМЕТРА НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ МЕДНОЙ ЗАГОТОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ.	22
8. Кобзева Ю.И., Алимов В.И., Генкузина В.О. РАЗВИТИЕ СОРТАМЕНТА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АРМАТУРНЫХ СТЕРЖНЕЙ И ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ	26
9. Колчина С.С., Горбатенко В.П. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ НАГРЕВА НА ТВЕРДОСТЬ СТАЛЕЙ С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КАРБИДОВ	30
10. Милаков В.И., Никитин Ю.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 4Х5МФС	32
11. Пимонова С.О., Горбатенко В.П. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ЖАРОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ФЕРРИТНОГО И АУСТЕНИТНОГО КЛАССОВ	35
12. Пчеленко Т.М., Алимов В.И. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МЕДЬЮ ДЛЯ СЛОЖНЫХ ОТЛИВОК ХОЛОДИЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ	37
13. Рябов И.А., Рябичева Л.А. ВЫБОР ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК	41
14. Савицкая М.А., Павлиненко О.И., Левченко Э.П. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ПРОИЗВОДСТВА КОЛОТОЙ СТАЛЬНОЙ ДРОБИ	44
15. Сажин А. В., Дубасов В.М. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЧЕРНОВЫХ ОСЕЙ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА ЖЕЛЕЗНЫХ ДОРОГ	49
16. Сандомирская К.К., Алимов В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИЙ «МЕТАЛЛОКОРД – РЕЗИНА»	52
17. Шкрябко А. Э., Дубасов В.М. ИСПЫТАНИЯ НАРУЖНЫХ ПРУЖИН НА ОСТАТОЧНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТЕПЛОВЗОВ	57

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ – ОСНОВА РАЗВИТИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА И СОЗДАНИЯ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ



Развитие промышленного производства непрерывно связано с все возрастающим спросом на новые материалы и эффективные технологии их обработки.

Подготовку специалистов в области материаловедения в Донецком национальном техническом университете осуществляет кафедра «Физическое материаловедение».

За 85 лет работы кафедрой подготовлено более 2500 инженеров для различных предприятий и организаций металлургической и машиностроительной отраслей промышленности, многие из них стали руководителями и ведущими специалистами крупных научных организаций и промышленных предприятий.

В 1994 году по инициативе кафедры впервые в странах СНГ начата подготовка специалистов по новому профессиональному направлению «Инженерное материаловедение». Кафедра была определена головной организацией по разработке Государственного стандарта высшего образования по данному направлению, который был введен в действие в 2004 году.

В настоящее время кафедра готовит бакалавров и магистров по направлению «Материаловедение и технологии материалов» в соответствии с Государственными образовательными стандартами высшего профессионального образования, которые разработаны и введены в действие в 2015 г.

Завершила работу ежегодная Республиканская студенческая научно-практическая конференция «Материаловедение – 2017». В работе конференции принимали участие студенты НЕСКОЛЬКИХ ВУЗОВ ДНР и ЛНР. Тематика представленных докладов весьма разнообразна. Были заслушаны доклады и рассмотрены материалы исследований по материаловедению и термической обработке черных и цветных металлов, современным проблемам инженерии поверхности и технологии поверхностного упрочнения, созданию и применению прогрессивных материалов и технологий, инновационным технологиям деформационно-термической и химико-термической обработкам.

Результаты исследований будут опубликованы в сборнике докладов конференции, который размещен в электронном архиве ДонНТУ и представлены в системе «Академия Google».

Желаем дальнейших успехов в учебе и достижений в исследовательской работе.

Председатель оргкомитета конференции,
Зав.каф. «Физическое материаловедение»

Н.Т. Егоров

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВЫМ ЭЛЕКТРОДОМ НОВОГО СОСТАВА

Александров А.А., Георгиаду М.В.
Донецкий национальный технический университет

Поверхностная химико-термическая обработка металлических изделий позволяет повысить их эксплуатационные характеристики, восстановить утраченные при работе размеры, при этом способствует снижению себестоимости. Одним из перспективных направлений химико-термической обработки является насыщение изделий углеродом, азотом и легирующими элементами при поверхностном нагреве низкотемпературной плазмой.

Наиболее часто применяют электроды, состоящие из 100 % мас. графита, для насыщения поверхности изделий углеродом с помощью низкотемпературной плазмы. Однако при такой обработке на поверхности образуется сажистая корка, что приводит к низкой скорости насыщения, снижению твердости и износостойкости [1]. Поэтому разрабатываются составы электродов для электродугового упрочнения низкотемпературной плазмой, состоящие из компонентов, масс. % [2]:

Металлический порошок и/или порошок ферроматериалов	35-40
Инертные добавки	3-10
Связующие вещества	3-5
Графит	50-59.

Недостатком такого состава является недостаточная для инструмента износостойкость поверхности, вызванная образованиям большого количества карбидов цементитного типа и в меньшей степени специальных карбидов.

Целью настоящей работы является оценка влияния нового состава электрода для химико-термической обработки инструмента, который позволил бы получать разные виды карбидов и нитридов с одновременным насыщением поверхности легирующими элементами, и за счет этого повысить износостойкость поверхности изделий (по патенту В.И. Алимова, М.В. Георгиаду).

В качестве материала для производства электрода использовали порошок, содержащий графит, легирующие (смесь порошков алюминия и ванадия в равных частях), инертные (диоксид алюминия) и связующие добавки (жидкое стекло), а также меламин при следующем соотношении ингредиентов, масс. %: [3].

Графит	35-50
Легирующие добавки	20-30
Меламин	20-30
Инертные добавки	2-5
Связующие добавки	2-4

Исследуемый состав запрессовывали в металлическую трубку диам. 5 мм. Электродуговой химико-термической обработке низкотемпературной плазмой подвергали вышедший из строя при эксплуатации инструмент из стали Р6М5 при следующих параметрах - обратная полярность, сила тока 150 А. Обработку производили с помощью установки IMS 1600 Inverter в производственных условиях.

Оценивали коррозионно-абразивную износостойкость по патенту № 17644 [4]. В качестве среды использовали смесь гравия с добавлением 30 % технической воды, в которой растворяли 3 % NaCl. Результаты химико-термической обработки сравнивали с результатами работы [2], принимая износостойкость стали, обработанной по технологии патента № 28801 [2] за единицу.

Микрошлифы изготавливали по известным методикам, травление производили в 4%-м растворе HNO_3 в спирте. Микроструктуру изучали при увеличении $\times 317$. Микротвердость основного металла (ОМ), зоны термического влияния (ЗТВ) и зоны оплавления (ЗО) оценивали с помощью микротвердомера ПМТ-3, при нагрузке 2 Н.

Графит поставляет атомы углерода в поверхность изделия, при его содержании более 50 % возможно образование сажистой корки на поверхности, которая отрицательно влияет на необходимые свойства изделия; при содержании графита меньше 35 % образуется нежелательное количество нитридов.

Легирующие добавки способствуют образованию в поверхности специальных карбидов, повышающих стойкость поверхности. При их содержании в смеси меньше 20 % наблюдается недостаточная легированность твердого раствора, образуется меньшее количество специальных карбидов; при содержании легирующих добавок более 30 % в смеси уменьшается влияние других компонентов.

Меламин является поставщиком активных атомов азота. При его взаимодействии с углеродом и металлами, в поверхности образуются нитриды и карбонитриды сложного типа, способствующие повышению износостойкости. Кроме того, меламин используется как ингибитор коррозии, поэтому повышаются также и коррозионные свойства электрода при эксплуатации. При содержании меламинна меньше 20 масс. % в поверхности не образуется необходимое количество нитридов и карбонитридов и износостойкость повышается в незначительной степени; при содержании более 30 масс. %, обработанная поверхность охрупчивается.

Инертные добавки способствуют уменьшению слипания частиц смеси и их агломерации. При их содержании менее 2 % частицы слипаются, их активность снижается, за счет уменьшения поверхности контакта; при содержании инертных добавок больше 5 %, уменьшается плотность электрода, что приводит к нарушению процесса обработки изделий.

Связующие добавки влияют на прочность электрода, при их содержании меньше 2 %, прочность слишком низкая, при содержании более 4 % - прочность достаточная, поэтому повышение доли связующих в смеси нецелесообразно.

Основные результаты работы представлены в таблицах 1, 2.

Микроструктура образцов после обработки приведена на рис. 1.

Таблица 1 – Коррозионно-абразивная износостойкость [4] образцов из стали Р6М5 и по патенту № 28801 [2]

Состав	Количество ингредиентов, масс. %					Относительная коррозионно-абразивная износостойчивость
	Графит	Легирующие добавки	Меламин	Инертные добавки	Связующие добавки	
Разработанный	41	25	25	5	4	1,48
По патенту № 28801	55	37	-	4	4	1

Таблица 2 – Микротвердость после химико-термического насыщения поверхности

Микротвердость, Нц, Н/мм ² , в зонах:		
ОМ	ЗТВ	ЗО
8598 ± 600	5837 ± 300	5589 ± 800

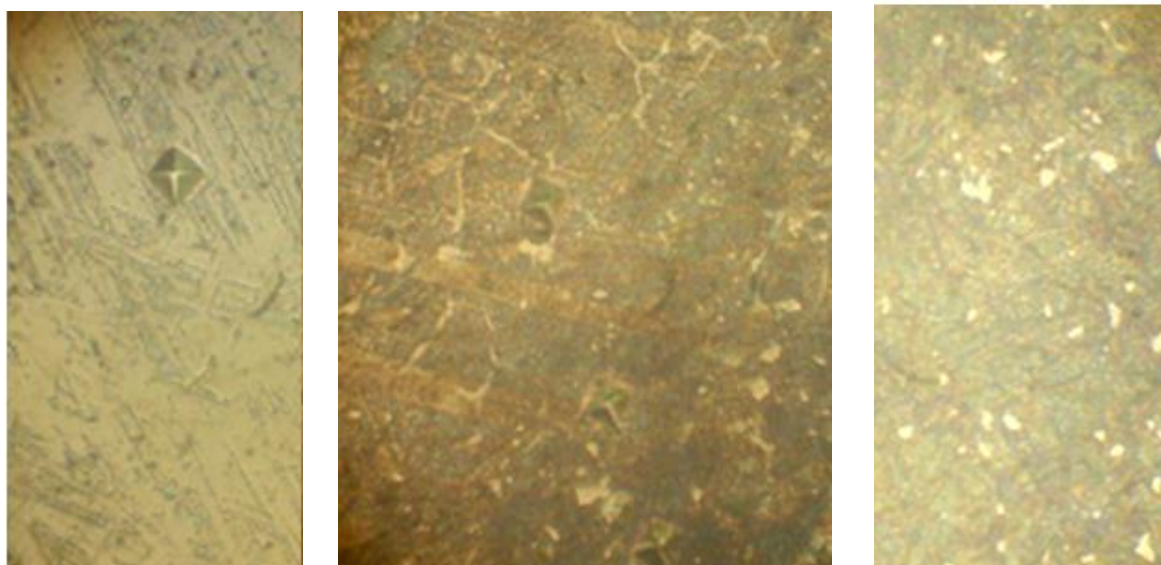


Рисунок 1 – Микроструктура стали Р6М5 после химико-термической электродуговой обработки по зонам, х 317: а – оплавления; б – термического влияния; в – основного металла.

Таким образом, за счет образования нитридов и карбонитридов повышается износостойкость поверхности и изделия в целом в 1,5 раза.

Микротвердость с удалением от поверхности уменьшается, что связано с изменением микроструктуры.

Микроструктура основного металл (ОМ) состоит из мартенсита отпуска и отдельно расположенных карбидов. В микроструктуре зоны термического влияния присутствуют мартенсит, тросто-сорбит, остаточный аустенит и, расположенные по границам бывших зерен аустенита, слившиеся карбиды. Зона оплавления характерна для литой быстрорежущей стали.

Таким образом, разработанный состав электрода для электродуговой химико-термической обработки способствует насыщению поверхности элементами, повышающими коррозионно-абразивную износостойкость.

Насыщение изделий углеродом, азотом и легирующими элементами при поверхностном нагреве низкотемпературной плазмой может применяться при восстановлении изношенных при эксплуатации размеров быстрорежущего инструмента.

Литература:

1. Алимов В.И., Крымов В.Н. Плахов Л.С. Упрочнение сменных деталей коксохимического оборудования электродуговым разрядом / В.И. Алимов, В.Н. Крымов, Л.С. Плахов // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. - 2006. - № 2. - С. 84-87.

2. Пат. 28801, Україна, МПК (2006.01), С04В 35/26. Склад електрода для електродугового зміцнення низькотемпературною плазмою / Алімов В.І., Афанасьєва М.В., Штихно А.П., Кримов В.М., Лобкова Ю.В.; заявник і патентовласник ДонНТУ; опубл. 25.12.2007, бюл. № 21. – 4 с.

3. Пат. 55162, Україна, МПК (2006.01), С04В 35/26, В23К 35/00. Склад електрода для електродугової хіміко-термічної обробки низькотемпературною плазмою / Алімов В.І., Георгіаду М.В., Педан Д.М., Желтобрюх Л.О.; заявник і патентовласник Алімов В.І.; опубл. 10.12.2010, бюл. № 23. – 4 с.

4. Пат. 17644, Україна, МПК (2006), G01N 3/56, G01N 17/00. Пристрій для випробувань на корозійно-абразивний знос / Алімов В.І., Штихно А.П., Георгіаду М.В.; заявник і патентовласник ДонНТУ; опубл. 16.10.2006, бюл. № 10. – 4 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ЗВЕНЬЕВ ЦЕПНОЙ ЗАВЕСЫ ПЕЧЕЙ ДЛЯ ОБЖИГА КЛИНКЕРА

Горбунов В.В., Крымов В.Н.

ГОУ ВПО Донецкий национальный технический университет

Цепные завесы являются необходимым элементом вращательных печей для обжига клинкера. Назначение цепных завес - интенсификации процессов сушки шлама и теплообмена между обжигаемым материалом и газовым потоком, улучшение грануляции обжигаемого материала.

Цепи работают в условиях сложного термомеханического воздействия. Они подвергаются износу от трения о нагреваемый шлам. При налипании слоя мокрого шлама цепи могут воспринимать значительные растягивающие нагрузки. Однако наибольшую опасность создает термоциклическое воздействие и высокотемпературная коррозия при контакте с горячими газами. Подобные нагрузки вызывают истирание звеньев по наружному диаметру, в местах соединения, разрушение в местах сварки, а также окисление металла цепи раскаленными газами.

Чаще применяют цепи со звеньями овальной формы. В зависимости от температурной зоны печи их изготавливают из разных марок сталей: для холодной зоны из сталей 27СГ, 30ХМА, для средней зоны - Ст 3, для горячей зоны – 12Х18Н10, Х25Н16АР и др.

Наиболее интересно для изучения разрушение звеньев цепи по сварному шву. Очевидно, что напряжения, возникающие в звеньях намного ниже предела текучести. Характер деформации звеньев при работе не позволяет сделать выводы о развитии процессов ползучести.

Целью данной работы было выявление причин разрушения звеньев цепной завесы по сварному шву.

Для изучения отбирали звенья цепи с разрушением, возникшим в сварном шве. Звенья были изготовлены из прутка диам. 26 мм. Цепи отработали по несколько месяцев в печи Амвросиевского цементного завода ОАО «Донцемент».

На звеньях изучали макроструктуру. Изготавливали микрошлифы, на которых исследовали микроструктуру и измеряли микротвердость. Химический анализ материала звена выполняли спектральным методом на приборе «Spectrolab».

Химический анализ показал, что звено изготовлено из стали 12Х18Н10.

Макроструктура звена цепи показана на рис. 1. Из-за процессов коррозии и налипания клинкера поверхность излома просматривается плохо. Однако можно отметить, что поверхность довольно гладкая. Шероховатость, которую можно ожидать на изломе такой пластичной стали, отсутствует.

У излома заметно уменьшение диаметра прутка, которое составляет 1,5-2 мм. Причины уменьшения диаметра, вероятнее всего, связаны с коррозией

стали. Местное сужение под действием растягивающих напряжений маловероятно, так как разрушение было хрупким, о чем свидетельствует вид излома.



Рисунок 1 – Общий вид разрушенного звена (а) и излом (б)

Металл звена содержит довольно много карбонитридов титана (рис. 2). Загрязненность точечными нитридами соответствует баллу 2 по ГОСТ 1778-70.

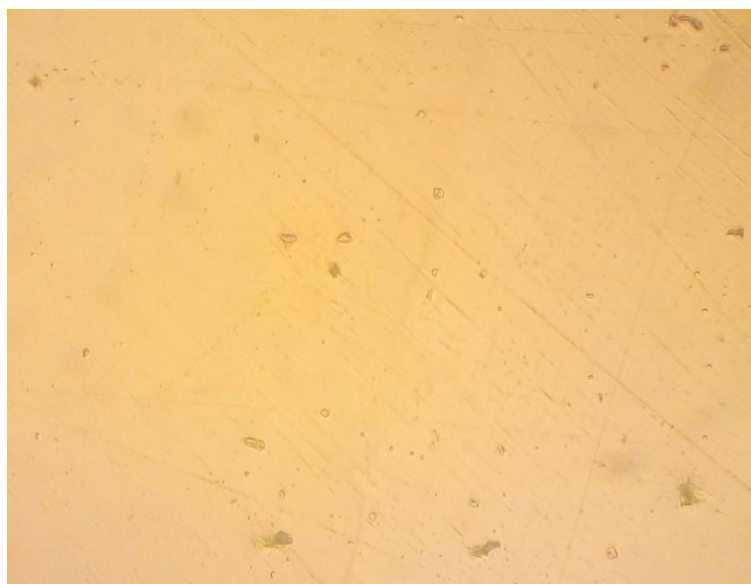


Рисунок 2 – Структура звена цепи без травления, х400

Травление продольного и поперечного шлифов различными реактивами показало, что травимость поверхностного слоя металла звена значительно выше, чем сердцевины (рис. 2). Вероятно, это связано с изменением состава

поверхности вследствие диффузионных процессов. Разница в свойствах поверхности и сердцевины заметна и на изломе (рис. 1 б). Поверхностный слой выделяется в виде кольца толщиной 3-4 мм, по которому трещина развивалась перпендикулярно оси прутка.

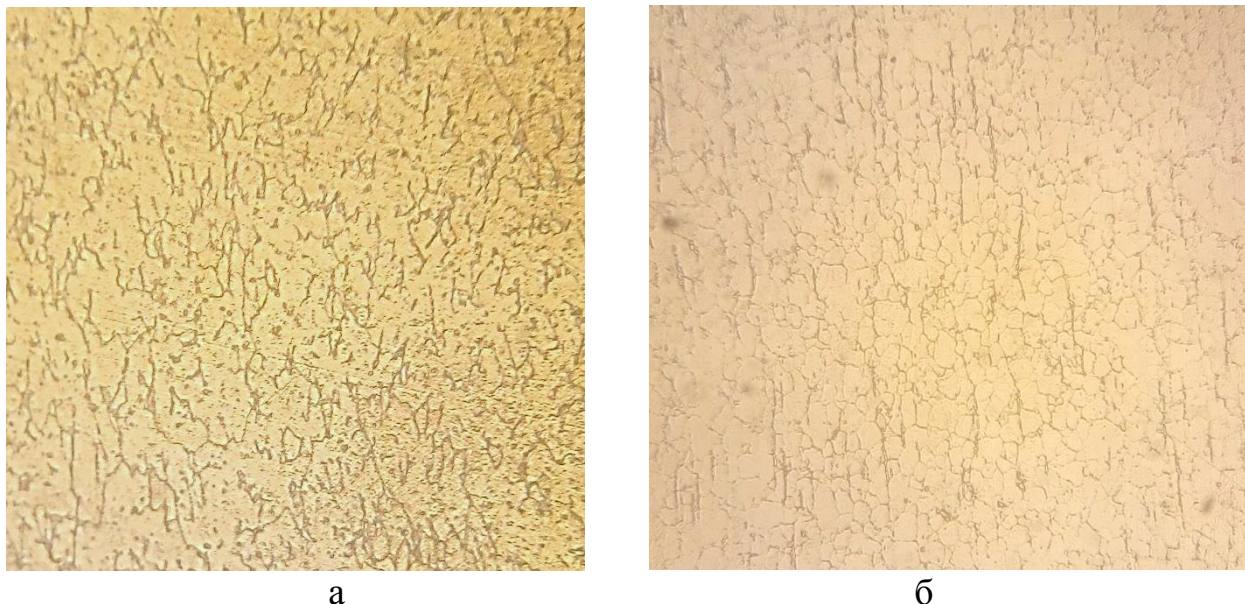


Рисунок 2 – Микроструктура поверхностного слоя (а) и сердцевины (б) после травления, х500

Исследование околошовной зоны показало, что сварочный шов характеризуется непроварами. На рис. 3 показан участок шва, расположенный слева от оси прутка. Сварочный шов стыковой сварки должен иметь правильную форму, близкую к линзообразной. Однако на рис. 3 видно, что линия шва наклонена противоположным образом. Это говорит о наличии непроваров или, по крайней мере, о разнотолщинности шва.

Характер травимости структуры шва и околошовной зоны говорит об изменении коррозионной стойкости. Можно предположить, что вследствие нагрева в околошовной зоне произошло выделение карбидов хрома. Это снизило коррозионную стойкость металла, о чем свидетельствует вид выявленной структуры (рис. 3). Травитель содержит соль меди, которая восстанавливаясь осаждается на околошовной зоне шлифа. Это говорит о том, что электрохимический потенциал металла в этом объеме упал ниже 0,33 В. Выделения химической меди образуют темные пятна, которые легко удаляются при легкой полировке.

Выделение в процессе эксплуатации карбидов хрома подтверждается и изменением твердости стали. По направлению от поверхности излома вдоль оси прутка твердость изменяется сложным образом (рис. 4). Очевидно, что это связано с процессами закалки металла из жидкого состояния при сварке и

выделения карбидов в зоне термического влияния, как в процессе сварки, так и при последующих нагревах при работе цепи.

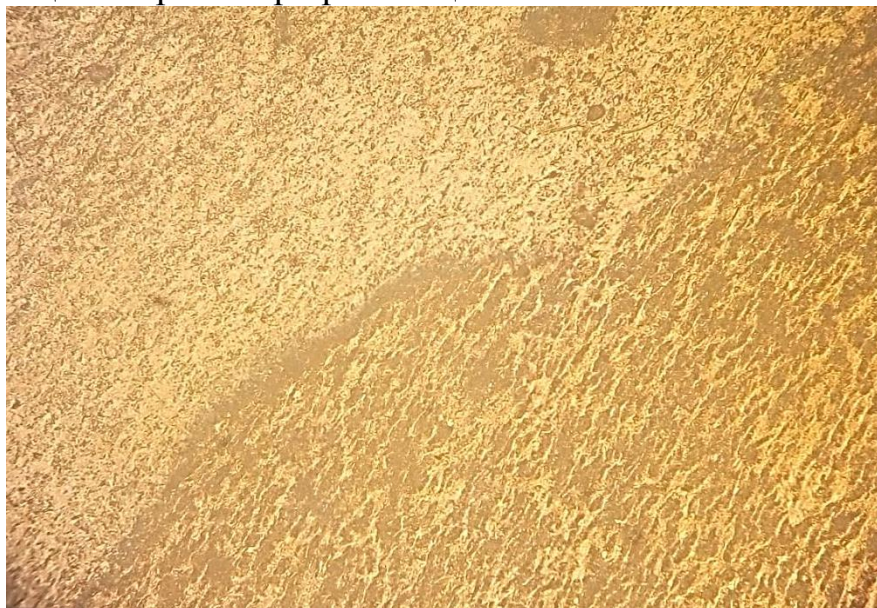


Рисунок 3 – Микроструктура сварной зоны звена цепи, x150



Рисунок 4 – Распределение микротвердости по нормали от поверхности излома

Таким образом, причинами разрушения звена цепи являются низкое качество сварного соединения, а также изменение свойств стали в околошовной зоне, что привело к охрупчиванию и последующему разрушению.

Литература.

1. Колокольников В.С. Производство цемента / В.С. Колокольников. – М.: Высшая школа, 1967. – 303 с.
2. Алексеев Б.В. Технология производства цемента / Б.В. Алексеев. – М.: Высш.шк., 1980. – 266 с.

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ГАЛЬВАНИЧЕСКОГО И ДИФФУЗИОННОГО ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Ефремова В.С., Крымов В.Н.

ГОУ ВПО Донецкий национальный технический университет

Цинкование является наиболее распространенным антикоррозионным металлическим покрытием. Самыми массовыми технологиями цинкования являются электрохимический и способ погружения в расплав.

В последние годы на производстве все чаще применяется термодиффузионное цинкование. Это объясняется низкими капитальными затратами на освоение технологии, высокими эксплуатационными свойствами покрытия и отсутствием вредного воздействия на экологию.

Несмотря на то, что цинкование давно и хорошо известно, вопрос о сравнении коррозионной стойкости покрытий, полученных разными способами, остается открытым [1].

Целью работы было исследование коррозионной стойкости гальванического и диффузионного цинкового покрытия.

Для опытов использовали оцинкованные образцы из стали 08кп. Гальваническое покрытие наносили в условиях ПАО «Донецкий завод горноспасательной аппаратуры».

Диффузионное цинкование выполняли в кварцевой трубке, помещенной в трубчатую печь, имитируя, таким образом, обработку во вращающейся реторте. Трубку непрерывно вращали с частотой 10 мин⁻¹. В качестве насыщающей среды использовали смесь из кварцевого песка, цинкового порошка (15 % масс.) и 0,5% NH₄Cl. Температура обработки составила 480-490°C. Длительность обработки подбирали таким образом, чтобы толщина покрытия была сравнима с гальваническим. После выдержки трубку с образцами охлаждали на воздухе.

Коррозионную стойкость оцинкованных образцов оценивали испытаниями в нейтральной и кислой средах. В качестве нейтральной среды использовали 3 %-ный раствор хлористого натрия. Кислой средой служил 0,01%-ный раствор серной кислоты. Испытания проводили по схеме переменного смачивания рис. 1).

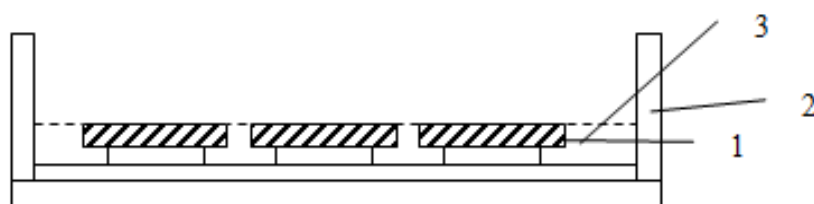
Коррозионную стойкость оценивали по удельному массовому показателю Km:

$$K_m = \frac{m_k - m_0}{S\tau}$$

где m_k, m_0 – конечная и начальная массы образца, г

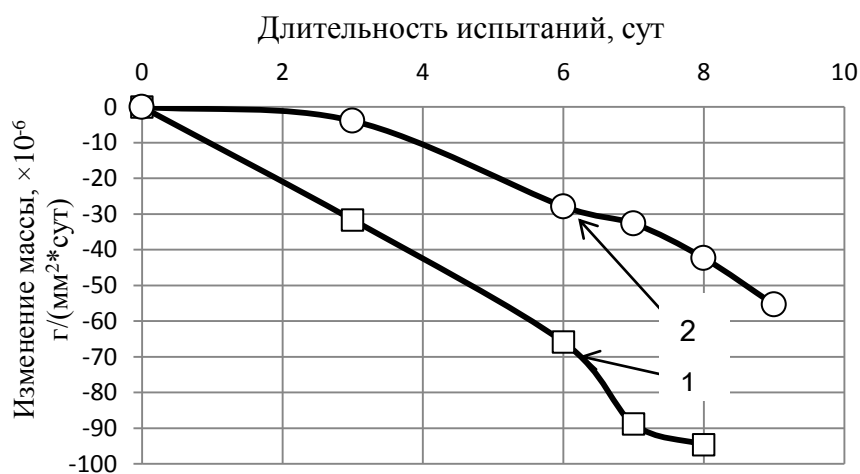
S – площадь поверхности образца, мм²

τ – длительность испытаний, сутки.

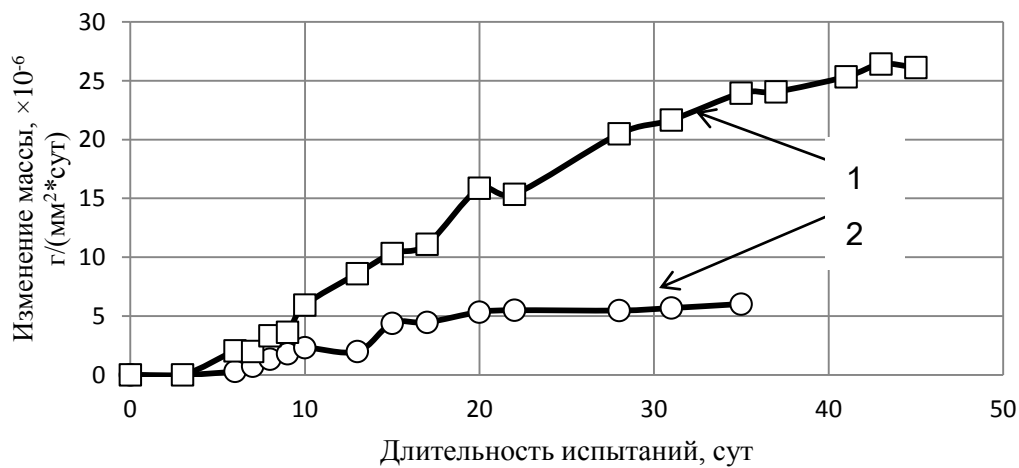


- 1 – образцы;
2 – ванночка;
3 – уровень электролита;

Рисунок 1 - Схемы коррозионных испытаний образцов



а)



б)

- 1 – термодиффузионное цинкование;
2 – гальваническое цинкование;

Рисунок 2 – Кинетика изменения массы оцинкованных образцов в кислой (а) и нейтральной (б) средах

Испытания в кислой среде (рис. 2) показали, что для обоих покрытий наблюдается убыль массы. Это связано с низким электрохимическим потенциалом цинка, вследствие чего, наблюдается электрохимическая коррозия с водородной деполяризацией. При этом, убыль массы образца с гальваническим покрытием происходит с меньшей скоростью. Возможно, это связано с большим потенциалом чистого цинка, по сравнению с потенциалом железоцинковых интерметаллидов. Примерно после 6 суток испытаний диффузионное покрытие полностью растворяется и скорость коррозии уменьшается (кривая 1 на рис 2 а).

Внешний вид обоих образцов был характерен для коррозии цинка в кислой среде. По мере увеличения выдержки поверхность образцов темнела и, в зависимости от исходной шероховатости, возникал характерный рельеф.

В нейтральной среде наблюдается приращение массы образцов. Очевидно, что это связано с образованием гидроксида цинка. Неожиданным был больший по значению прирост массы образцов с термодиффузионным покрытием. Не исключено, что это связано с наличием железа в δ_1 -фазе – интерметаллиде, из которого, преимущественно и состоит диффузионный слой. Таким образом, кроме гидроксида цинка в этом покрытии образуется и гидроксид железа.

Указанная разница в составе покрытия проявляется и в изменение поверхности образца в ходе коррозии. Гальванически оцинкованный образец покрывался белым налетом гидроксида цинка. Диффузионно оцинкованный образец покрывался пленкой буроватого цвета.

Образование слоя гидроксида цинка отражает нормальный ход коррозии образцов с цинковым покрытием. Однако кинетика коррозии, показанная на рис. 2 б, противоречит результатам испытаний, опубликованным во многих работах (см., например, [2, 3]). Вероятнее всего, это может быть объяснено более низким электрохимическим потенциалом железоцинкового интерметаллида по сравнению с потенциалом чистого цинка.

Литература.

1. Проскуркин Е.В. Цинкование / Е.В. Проскуркин, В.А. Попович, А.Т. Мороз. – М.: Металлургия, 1988. – 528 с.
2. Проскуркин Е.В. Защитные цинковые покрытия для жёстких коррозионно-эрозионных условий эксплуатации / Е.В. Проскуркин // Территория нефтегаз. – 2007. - №9. – С. 42-50
3. Проскуркин Е. В., Комплексные исследования физико-механических и коррозионных свойств диффузионно оцинкованных насосно-компрессорных труб / Проскуркин Е.В., Большаков В. И., Дергач Т. А., Сухомлин Г. Д., Петров И. В. // Сталь. – 2014. - № 8. – С. 76-79.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЙ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВИСМУТА

Зозуля А.П., Александров В.Д.

ГОУ ВПО «Донбасская академия строительства и архитектуры»

Реальная структура расплавов как выше, так и ниже температуры плавления имеет важное значение для развития взглядов на механизмы кристаллизации. Особый интерес представляют вещества, проявляющие аномальные физические свойства сразу после плавления. К таким веществам относится, в частности, висмут [1-3]. Плотность твёрдого Вi составляет $\sim 9,8 \text{ г/см}^3$ вблизи температуры плавления ($T_L = 271,4^\circ\text{C}$), а плотность жидкого висмута сразу после плавления быстро увеличивается до $\sim 10,07 \text{ г/см}^3$. Плотность расплава зависит от конфигурации химических связей между атомами и структуры кластеров. Висмут в твёрдом состоянии имеет ромбоэдрическую решётку с периодом $a = 0,4746 \text{ нм}$ и координационным числом КЧ = 6 (3+3).

Цель данной работы – изучение предкристаллизационных переохлаждений ΔT^- расплава висмута при непрерывном термоциклировании с поэтапным предварительным повышением перегрева ΔT^+ расплава.

Эксперименты проводили методом термического анализа (ТА) в координатах температура T – время τ по методике [4]. Испытывали Вi марки ЧДА массами 50 мг и 2 г. Температуру измеряли хромель-копелевой термопарой с помощью цифрового термометра UNI-T-325 с выводом на персональный компьютер. Нагревание и охлаждение проводили на одном и том же образце в печи сопротивления на воздухе, в заданном режиме непрерывного термографирования в количестве до 100 циклов. В таком же количестве измерения проводили и на других образцах висмута. При этом нижняя граница во всех циклах составляла $\sim 230^\circ\text{C}$, а верхняя граница либо была неизменной при температуре $\sim 300^\circ\text{C}$, либо поэтапно от цикла к циклу повышалась от 270 до 320°C . Скорости нагревания и охлаждения поддерживали в пределах $0,36 \pm 0,02^\circ\text{C/с}$. Достоверность результатов подтверждалась хорошей воспроизводимостью измерений как на одном, так и других образцах.

Исследования показали, что при многократном термоциклировании в процессе нагревания неизменно фиксировалась температура плавления $T_L = 271,4^\circ\text{C}$, которая совпала со справочным значением [1]. После плавления расплав нагревали до определённой температуры и охлаждали. При охлаждении жидкая фаза переходила в метастабильное переохлаждённое состояние, а кристаллизация на начальном этапе, носила взрывной характер с быстрым подъёмом температуры. На рис. 1 представлены термограммы, записанный во время кристаллизации образца массой 50 мг при термоциклировании с постепенным увеличением верхней температурной границы до $\sim 320^\circ\text{C}$. Как видно, даже при небольшом перегреве расплава капли

Ві наблюдается взрывная кристаллизация с $\Delta T^- = 6^\circ\text{C}$, а при перегреве расплава на величину $\Delta T^+ \geq 8,5^\circ\text{C}$, переохлаждение резко увеличивается до $\Delta T^- = 23^\circ\text{C}$ и далее остается практически неизменным (рис. 3).

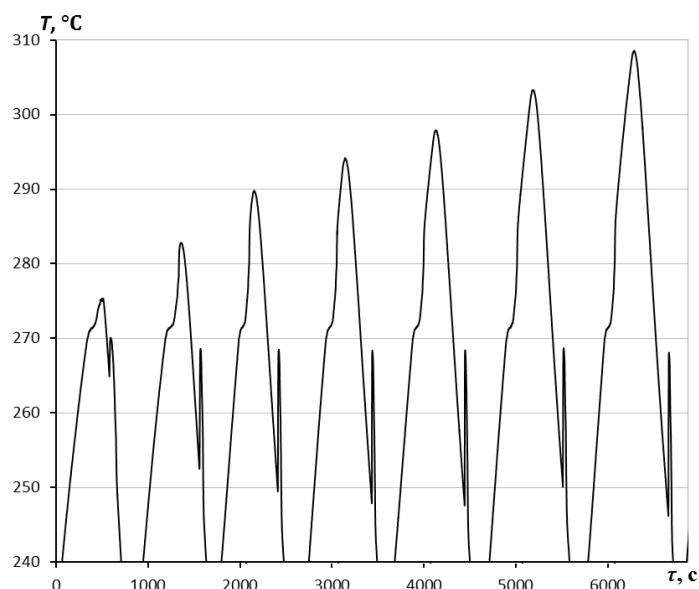


Рисунок 1 - Термограммы плавления и кристаллизации висмута (50 мг).

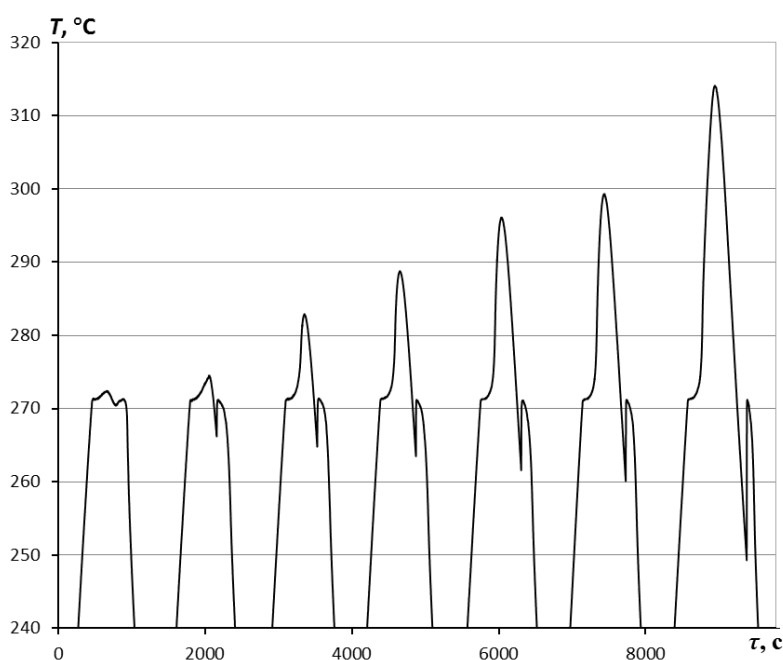


Рисунок 2 - Термограммы плавления и кристаллизации висмута (2 г).

Для образцов висмута массой 2 г (рис. 2) зависимость предкристаллизационных переохлаждений от перегрева расплава носит экспоненциальный характер, что отмечено на рисунке 3. При малых перегревах $\Delta T^+ \approx 1,5^\circ\text{C}$ расплава кристаллизация висмута с переохлаждением $\Delta T^- \approx 1,5^\circ\text{C}$ носит квазиравновесный характер. При последующем увеличении предварительного перегрева $\Delta T^+ > 1,5^\circ\text{C}$ расплава кристаллизация Вi носит

неравновесно-взрывной характер с постепенным увеличением предкристаллизационного переохлаждения до $\Delta T^- = 22^\circ\text{C}$.

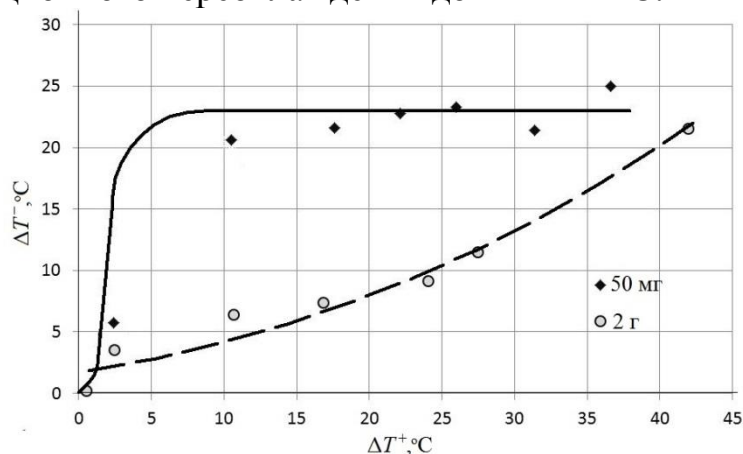


Рисунок 3 – Зависимости переохлаждения ΔT^- от степени перегрева ΔT^+

Результаты работы можно трактовать с помощью кластерно-коагуляционной модели кристаллизации [4]. При охлаждении слабо прогретого висмута массой 2 г кристаллизация происходит без переохлаждения, как бы на собственных затравках. При значительных прогревах кристаллоподобные кластеры разрушаются, при охлаждении расплав переходит в метастабильное состояние и кристаллизация носит неравновесный характер. Степень хаотичности распределения атомов и величина переохлаждения увеличивается с увеличением перегрева.

При охлаждении Вi малой массы (50 мг), даже при малых перегревах, скорее всего, не будет условий для сохранения в расплаве кристаллоподобных кластеров и кристаллизация происходит с переохлаждением, постоянная величина которого устанавливается при перегревах 8°C и выше.

Литература:

1. Свойства элементов: справочник./ под ред. М.Е. Дрица. - М.: Металлургия, 1985.- 672 с.
2. Физические величины: справочник. / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Брабковский и др. / под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Михайлова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. - 1232 с.
3. Кожемякин, Г.Н. Выращивание кристаллов висмута методом Чохральского/ Г.Н. Кожемякин, А.А. Бережная, А.А. Бровко, А.Б. Дригода, М.О. Крюков // Вестник научного донецкого университета – 2012. - №8.
Александров, В.Д. Кинетика зародышеобразования и массовой кристаллизации переохлажденных жидкостей и аморфных сред. / В.Д. Александров. – Донецк: Донбасс, 2011. – 580 с.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТОЛСТОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР

Канцурова А.А.¹

ГОУ ВПО Донецкий национальный технический университет

Интенсивное развитие промышленности непрерывно сопровождается нарастающим спросом на энергию. Удельный расход условного топлива при термической обработке толстолистового проката из низколегированных сталей на металлургических комбинатах достаточно велик и колеблется в пределах 78-135 кг на тонну готовой продукции.

Традиционные виды термической обработки толстых листов, такие как нормализация и закалка с отпуском, в настоящее время уже не удовлетворяют ни производителей, ни потребителей из-за значительных материальных и энергетических затрат на их проведение. Существенное снижение энергозатрат при термической обработке толстых листов может быть обеспечено за счет совершенствования ее технологии и, в первую очередь, в результате оптимизации температурно-временных параметров нагрева. Термическая обработка стали из межкритического интервала температур давно привлекает внимание многих исследователей. В отношении использования такой обработки при производстве толстолистового проката существуют противоречивые мнения. Одни авторы утверждают, что она не пригодна для низколегированных сталей из-за их охрупчивания, другие – наоборот, рекомендуют ее для повышения характеристик хладостойкости [1,2]. Эти противоречия свидетельствуют о недостаточной изученности процессов.

Изучено влияние температуры нагрева в интервале 700-900°C и скорости охлаждения (вода, воздух) на структуру толстолистовых низколегированных сталей 10ХСНД и 10Г2С1. Исследования показали, что структура сталей, охлажденных из межкритического интервала, представляет собой смесь продуктов распада образовавшегося при нагреве аустенита и не претерпевшего перекристаллизацию феррита. Характерным является то, что продукты распада аустенита располагаются преимущественно по границам ферритных зерен в виде отдельных участков округлой или игольчатой форм. Соотношение структурных составляющих, их вид и форма зависят от температуры нагрева. При охлаждении на воздухе из нижней области межкритического интервала в структуре сталей наряду с ферритом и перлитом появляются продукты промежуточного распада аустенита, количество которых с повышением температуры увеличивается и имеет максимум при 800-840°C. В этом случае участки промежуточной структуры имеют преимущественно форму игл, распространяющихся от границ в тело ферритного зерна.

¹ Руководитель – к.т.н. профессор кафедры ФМ Егоров Н.Т.

По мере дальнейшего повышения температуры (ближе к точке A_{c3}) количество игольчатой составляющей уменьшается и в структуре стали появляется перлит и перлитно-бейнитные комплексы. Существенные изменения при термообработке из межкритического интервала температур претерпевает и феррит, который не испытывает фазовой перекристаллизации при нагреве стали. Микротвердость его после охлаждения на воздухе от температур, незначительно превышающих критическую точку A_{c1} повышается и достигает максимальных значений при 780-820°C. Аналогично изменяется и плотность

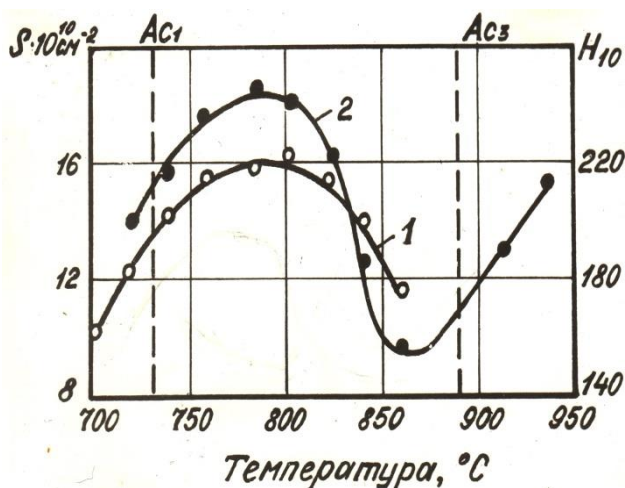


Рис. 1. Микротвердость феррита и плотность дислокации при нормализации стали 10ХСНД от различных температур

дислокаций (рис. 1). Строение мартенсита, а следовательно и его свойства, после заковки из межкритического интервала также зависят от температуры нагрева. Микротвердость мартенсита, образующегося после заковки от температур несколько выше точки A_{c1} , составляет 500-570 единиц и с повышением температуры монотонно снижается, достигая 330 единиц при обычной заковке от температур превышающих точку A_{c3} .

С повышением температуры нормализации в межкритическом интервале температур прочностные характеристики исследованных сталей снижаются, а пластические возрастают. При заковке прочностные характеристики увеличиваются, а пластичность и ударная вязкость снижаются.

В целом уровень механических свойств при нормализации из верхней области межкритического интервала температур (на 30-50°C ниже точки A_{c3}), а также заковки после такого нагрева с последующим отпуском при 650-680°C полностью соответствуют требованиям действующих стандартов, обеспечивая при этом необходимую ударную вязкость при температурах до минус 40°C. Такая нетрадиционная термическая обработка толстолистового проката позволяет экономить до 10-15 кг условного топлива на каждой тонне обрабатываемых листов.

Литература:

1. Дьяченко С.С., Фомина О.П. Особенности структур неполной перекристаллизации и их влияние на свойства стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1970, № 1. — С. 9-13.
2. Влияние температуры нормализации на хладноломкость и механические свойства стали 09Г2С / В.С. Мизонов, Т.А. Константинова, А.П. Сухомлинина и др. // *Сталь*, 1968, № 11. — С. 1032-1034.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИАМЕТРА НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ МЕДНОЙ ЗАГОТОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ

Кирюшкин А.А.

Донецкий национальный технический университет

Непрерывными и совмещенными процессами в мире производят 95% медной проволочной заготовки и лишь 5% методом прокатки на сортовом стане. При этом примерно половина всего объема производства меди перерабатывается в проволочную заготовку или катанку диаметром от 8 до 20 мм для последующего производства проволоки, кабеля и других проводников тока.

Поэтому наметилась тенденция в развитии техники и технологии обработки цветных металлов по переходу от дискретных к непрерывным и совмещенным процессам литья и прокатки.

Целью данной работы все также остается исследование и изучение особенностей строения непрерывнолитых заготовок из меди марки М1 круглого сечения в зависимости от их диаметра.

Исследования проходят на образцах непрерывнолитых заготовок из меди марки М1 диаметром 8, 12,5, 16 и 20 мм. В ходе выполнения работы с помощью биологического микроскопа изучались макро- и микроструктуры, также при помощи него измерялись размеры зерен. Микротвердость зерен медных заготовок измерялась на микротвердомере марки ПМТ-3.

На рисунке 1 представлены макроструктуры в поперечном сечении заготовок диаметром 8 (а), 12,5 (б), 16 (в), 20 (г) соответственно.

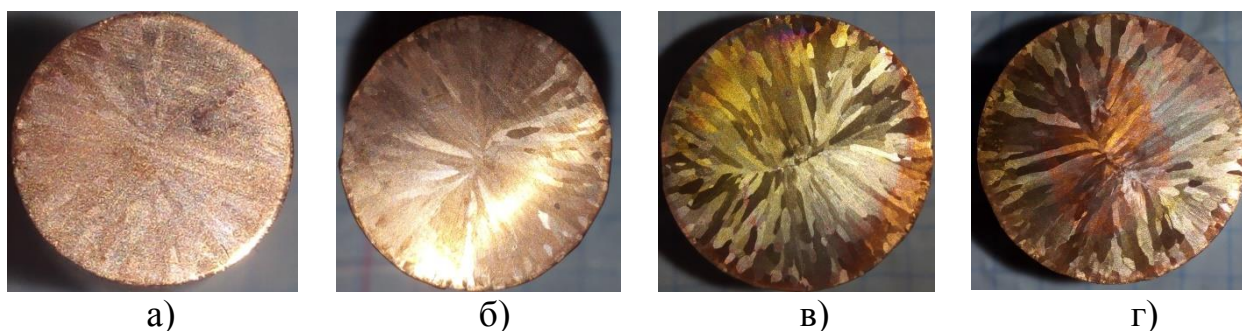


Рисунок 1 – Макроструктура в поперечном сечении заготовок диаметром 8 (а, X4,5), 12,5 (б, X3), 16 (в, X2), 20 (г, X1,5) мм

Для более ясного представления процесса формирования структуры были измерены размеры зерен и их микротвердость. Результаты замеров приведены в таблице 1. Также был проведен замер микротвердости по глубине образцов от края в центр. Результаты приведены в таблице 2 и на графиках (Рис. 2-5).

Таблица 1 – Размеры зерен в продольном направлении и микротвердость (0,2 Н) меди в зависимости от диаметра заготовки

Диаметры заготовки, мм	Размеры зерна, мм				Микротвердость, Н/мм ²	
	Размах значений		Среднее значение		Размах значений	Среднее значение
	Длина	Ширина	Длина	Ширина		
8	0,3-0,5	0,2-0,4	0,4	0,3	628-598	613
12,5	0,7-1,05	0,2-0,35	0,88	0,28	644-598	621
16	1,0-1,3	0,4-0,8	1,15	0,6	613-584	598
20	2,1-3,1	0,5-0,7	2,6	0,6	598-570	584

Таблица 2 – Микротвердость по глубине образцов от края к центру

Образец 1 д=8мм			Образец 2 д=12.5 мм			Образец 3 д=16мм			Образец 4 д=20мм		
мм	Н/мм2		мм	Н/мм2		мм	Н/мм2		мм	Н/мм2	
0	883	807	0	659	659	0	715	715	0	659	659
0,2	851	779	0,2	659	692	0,25	659	704	0,25	659	659
0,4	779	821	0,4	659	659	0,5	659	659	0,5	659	659
0,6	779	851	0,6	659	659	0,75	659	670	0,75	659	659
0,8	779	851	0,8	659	659	1	659	670	1	659	659
1	715	715	1	649	649	1,25	659	681	1,25	659	659
1,2	715	704	1,2	649	659	1,5	659	659	1,5	659	659
1,4	715	715	1,4	681	670	1,75	715	659	1,75	659	659
1,6	715	692	1,6	681	681	2	659	659	2	659	659
1,8	659	715	1,8	681	670	2,25	659	659	2,25	659	659
2	715	715	2	670	659	2,5	704	670	2,5	681	659
2,2	715	752	2,2	659	659	2,75	704	659	2,75	681	670
2,4	727	752	2,4	659	659	3	704	715	3	692	681
2,6	779	779	2,6	659	659	3,25	704	715	3,25	681	659
2,8	752	779	2,8	659	659	3,5	704	715	3,5	659	659
3	851	821	3	659	659	3,75	692	715	3,75	659	659
3,2	779	851	3,2	681	670	4	692	704	4	659	659
3,4	851	851	3,4	659	670	4,25	692	715	4,25	659	659
3,6	851	851	3,6	659	659	4,5	681	715	4,5	670	670
3,8	779	715	3,8	670	659	4,75	692	715	4,75	659	670
4	715	715	4	649	659	5	704	715	5	659	659
			4,2	659	659	5,25	715	715	5,25	659	659
			4,4	659	659	5,5	715	715	5,5	681	659
			4,6	659	659	5,75	692	715	5,75	670	670
			4,8	659	659	6	715	659	6	659	670
			5	659	659	6,25	704	715	6,25	659	659
			5,2	649	659	6,5	715	692	6,5	659	659
			5,4	649	659	6,75	715	715	6,75	659	659
			5,6	629	629	7	715	715	7	681	681

Продолжение таблицы 2

5,8	649	629	7,25	692	704	7,25	681	681
6	629	649	7,5	681	670	7,5	692	681
			7,75	659	659	7,75	692	692
			8	659	659	8	681	692
						8,25	681	681
						8,5	681	681
						8,75	715	704
						9	715	715

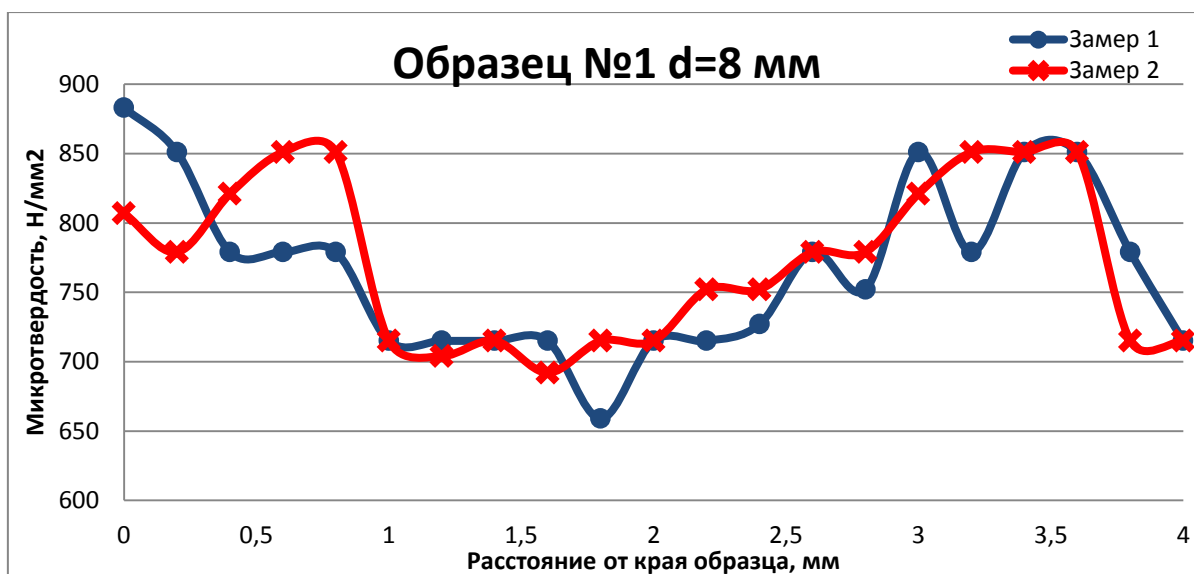


Рисунок 2 – График распределения микротвердости по глубине образца №1 (d=8 мм)

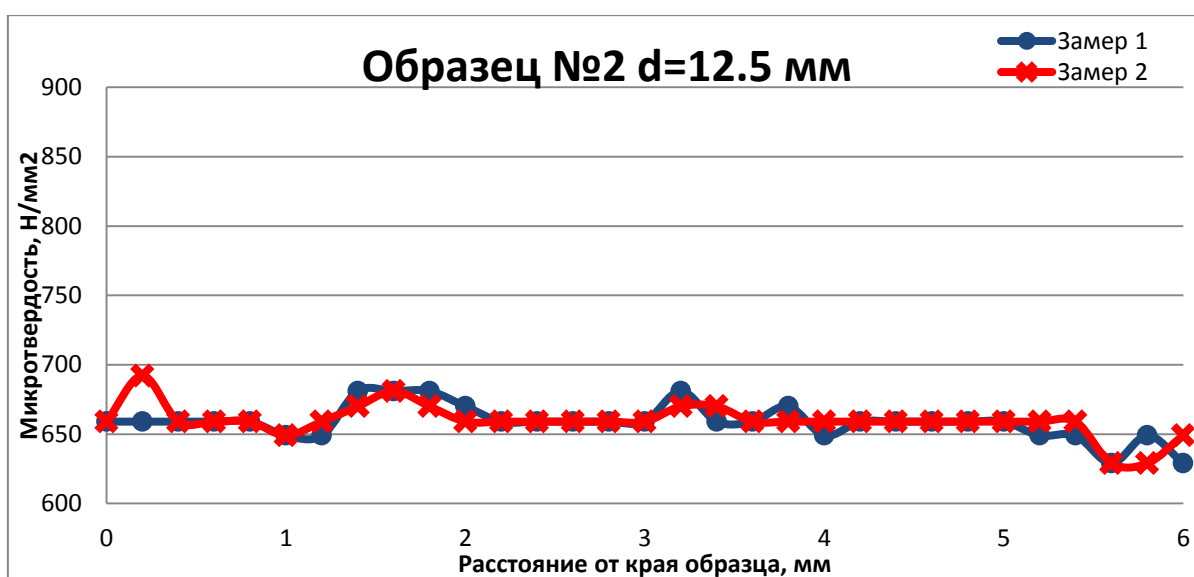


Рисунок 3 – График распределения микротвердости по глубине образца №2 (d=12,5 мм)

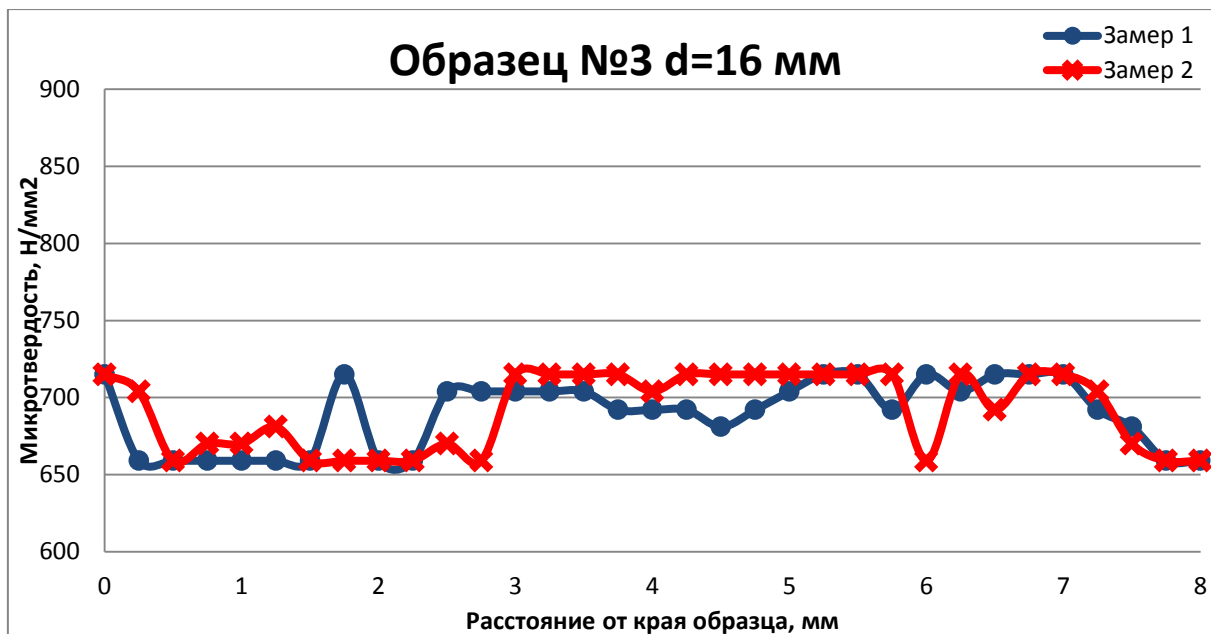


Рисунок 4 – График распределения микротвердости по глубине образца №3 (d=16 мм)

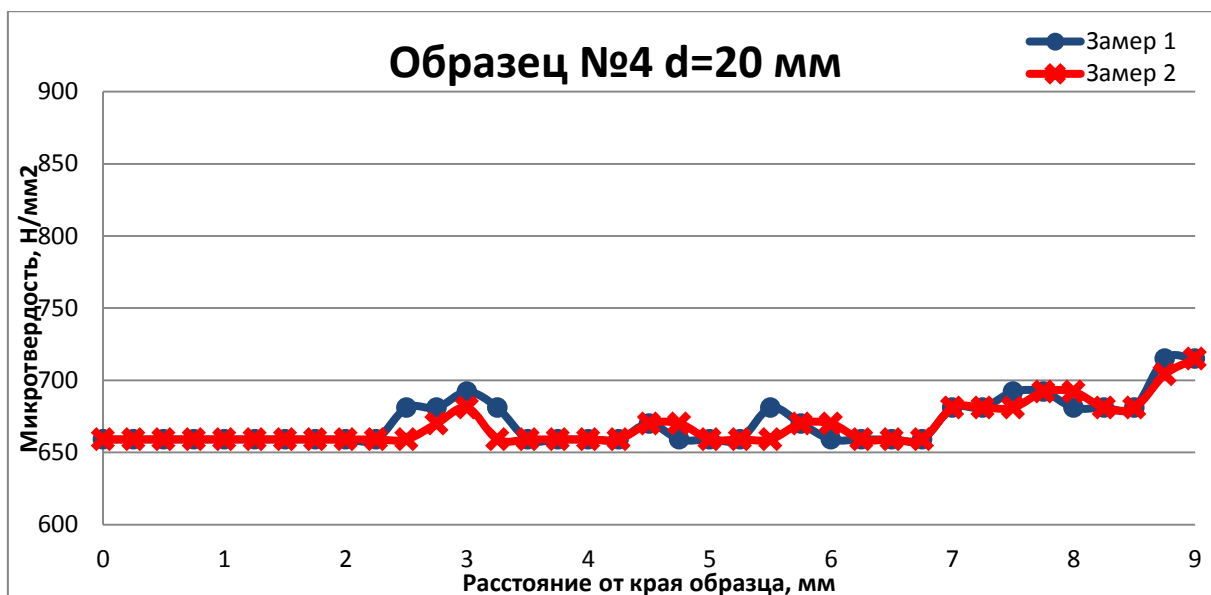


Рисунок 4 – График распределения микротвердости по глубине образца №4 (d=20 мм)

Из графиков видно, что каждый образец имеет свой характер распределения микротвердости по глубине. Например, образец диаметром 8 мм имеет высокую микротвердость по краям и в центре, а в течении значения микротвердости не столь высоки. Образцы диаметром 12,5 и 20 мм имеет более равномерное распределение микротвердости вдоль всего образца и только в центре каждый образец имеет тенденцию либо к повышению микротвердости (d=20 мм), либо к снижению (d=12,5 мм). Образец диаметром 16 мм обладает хаотичным распределением микротвердости. На данном этапе исследований пока не ясно с чем это связано, это может быть нарушение технологии

РАЗВИТИЕ СОРТАМЕНТА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ АРМАТУРНЫХ СТЕРЖНЕЙ И ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Кобзева Ю.И., Алимов В.И., Генкузина В.О.
Донецкий национальный технический университет

С развитием металлургической промышленности растёт объём и номенклатура используемых в строительстве металлических изделий, а также спрос на стальную арматуру. Из стального проката возводят каркасы гражданских и промышленных зданий, мосты, изготавливают арматуру для железобетонных конструкций, трубы, кровельную сталь, а также металлические изделия, болты, заклепки, шурупы, гвозди и другие виды различных ассортиментов.

Стальная арматура применяется в строительстве для армирования железобетонных конструкций в виде горячекатаной и термоупрочненной стержневой арматуры, холоднотянутой проволочной арматуры, сварной арматурной сетки и арматурных канатов.

Следует также отметить, что наиболее часто применяемой категорией изделий металлопроката является именно арматура, которая используется как основание конструкции во всех видах железобетонных изделий для улучшения характеристик прочности бетона, других строительных конструкций [1].

Технологические операции по изготовлению арматуры состоят из приемки и транспортирования арматурной стали, правки, чистки, резки, гибки стержней, сварки сеток и каркасов, сборки пространственных каркасов и транспортирования готовых изделий на склад.

По технологии изготовления стальную арматуру подразделяют на: стержневую горячекатаную, термоупрочненную и проволочную холоднотянутую. Стержневая арматура после прокатки может быть подвергнута упрочняющей обработке – термической или механической (вытяжкой, сплющиванием и т.п.).

В зависимости от характера поверхности арматура может быть гладкой или периодического профиля (для улучшения сцепления с бетоном).

Качество арматуры напрямую влияет на прочность и надежность железобетонных и других строительных конструкции, в изготовлении которых она применяется. Поэтому к качеству арматуры и стали, из которой она изготавливается, предъявляются самые жесткие требования:

- высокая устойчивость к коррозии и усталостной прочности;
- прочность и жесткость сцепления с бетоном;
- низкая распорность в бетоне;
- высокие прочностные и пластические механические свойства;
- хорошая свариваемость.

Арматура классифицируется по ряду признаков: по назначению, ориентации в конструкции, условиям применения, по виду материала из которого арматура изготавливается.

За оптимальный режим термообработки для каждой исходной марки арматурной стали принимается такой, при котором механические свойства термически упрочненной арматуры совпадают с характеристиками, установленными для определенных классов стали, указанных в технических требованиях.

Все вышеперечисленные виды арматуры имеют свои преимущества и недостатки. Обычно стержневую арматуру изготавливают из низкоуглеродистых сталей, которые обладают хорошей свариваемостью, но при этом имеют низкий комплекс прочностных свойств. Проволочную арматуру, напротив, изготавливают из высокоуглеродистых сталей, обладающих достаточно высоким комплексом свойств, при соответствующей термической обработке, но при этом такая арматура характеризуется высоким углеродным эквивалентом и низкой свариваемостью.

Целью данной работы является изучение возможности использования среднеуглеродистых сталей для изготовления арматуры. Стали, содержание углерода в которых варьируется от 0,3 до 0,5%, при соответствующей термической обработке могут обладать высокими показателями механических свойств, одновременно обладая хорошей свариваемостью. Разработки в данном направлении проводились ранее под руководством Алимова В.И. [2], в ходе чего был предложен способ термической обработки арматурной проволоки с получением бейнитной структуры, обеспечивающей снижение склонности к хрупкому разрушению и повышение свариваемости. Это позволило бы расширить технологические возможности арматурной проволоки.

Для сравнительного анализа были отобраны образцы из стержневой арматуры различного сечения (14, 16, 20, 28 мм), а также модельные образцы из среднеуглеродистой стали сечением 6×5 мм, близким к типовой катанке диаметром 6,5 мм.

Образцы зачищали и измеряли твердость на приборе ТК-2М. После этого изготавливали микрошлифы по стандартной методике с последующим травлением в 4%-ом спиртовом растворе азотной кислоты. Микроструктуру изучали на микроскопе МИМ-7 с кратностью увеличения ×600 и последующим фотографированием (рисунок 1).

При исследовании микроструктуры стержневой арматуры диаметром 14 мм было установлено, что данная арматура термическому упрочнению не подвергалась (рисунок 1 а) и ее поставляли в горячекатаном состоянии. В структуре образцов сечением 16, 20 и 28 мм (рисунок 1, б-г) выявлен сорбит, что свидетельствует о проведении термической обработки с прокатного или отдельного нагрева.

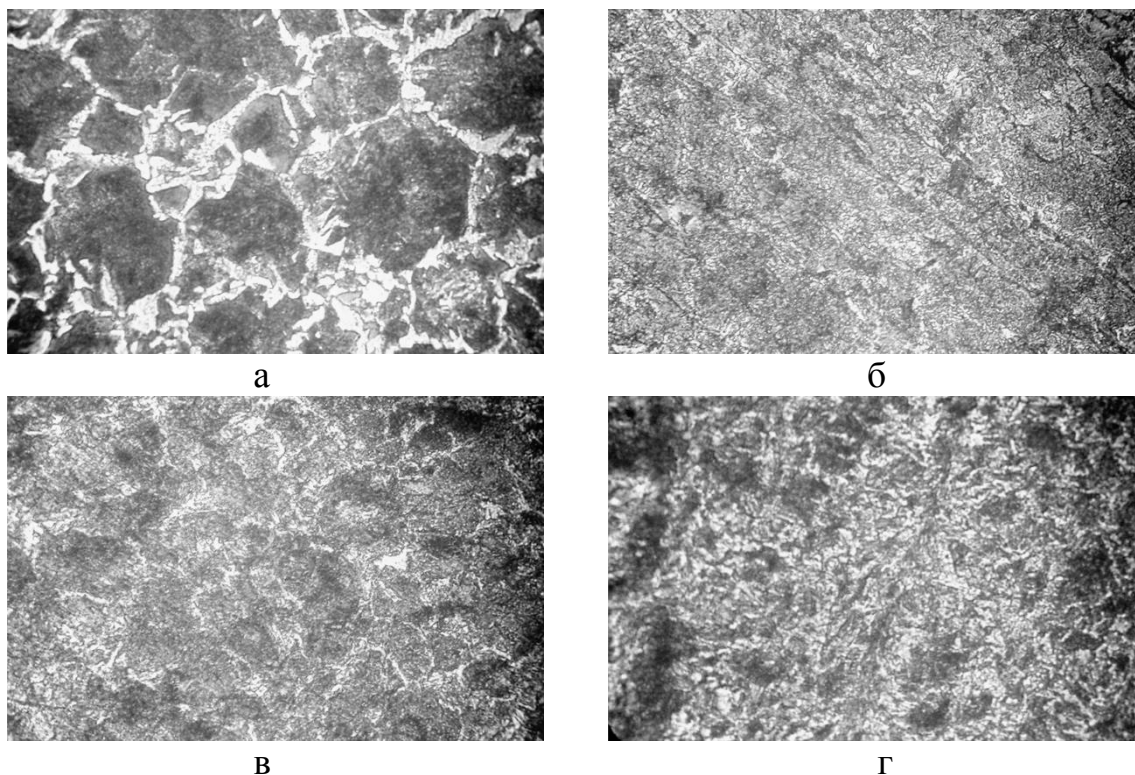


Рисунок 1 – Микроструктура исследуемых образцов стержневой арматуры диаметром, мм: 14 (а), 16 (б), 20 (в), 28 (г) $\times 600$

По фотографиям микроструктур рассчитывали номер зерна. Измерение микротвердости образцов проводили на проборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н. Данные измерений образцов сведены в таблицу 1.

Таблица 1 – Твердость и номер зерна исследуемых образцов

Сечение образца, мм	Твердость HRB	Микротвердость Н, Н/мм ²	Размер зерна $d_{\text{УСЛ, мм}}$	Номер зерна
13	84	2080	0,034	7
16	87	2295	0,037	7
20	91	2430	0,018	8
27	85	2142	0,017	8
5 \times 6	99	3152	0,061	5

Из анализа следует, что на образцах из среднеуглеродистой стали для получения комплекса прочностных и пластических свойств, необходимо провести термическую обработку с получением бейнитной структуры. Для определения необходимой среды охлаждения произведен анализ термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита для стали 45. По диаграмме рассчитали скорости охлаждения, обеспечив которые можно получить бейнитную структуру в стали. Расчеты показали, что для получения

бейнитной структуры, необходимо обеспечить скорость охлаждения в интервале 38-170 °С/с.

Нанесение кривой скорости охлаждения в серебристом порошкообразном графите, составляющей для модельного образца диаметром 1,8мм 130°С/с [3], на термокинетическую диаграмму, показало, что получение бейнитной структуры в образцах из среднеуглеродистых сталей теоретически возможно при использовании данной среды охлаждения. Данную структуру можно получить на среднеуглеродистой катанке диаметром 6,5 и 8 мм.

Были получены экспериментальные данные скоростей охлаждения хромель-алюмелевой проволоки диаметром 5 мм в стальной дробе. Скорость охлаждения в дробе из низкоуглеродистой стали составляет порядка 40°С/с. Как указано выше, данной скорости охлаждения вполне достаточно для получения бейнитной структуры на среднеуглеродистой стали.

Результаты исследований данной тематики также представлены в монографии [4], предложенная авторами методика позволяет получить на образцах из среднеуглеродистых сталей бейнитную структуру путем охлаждения с изотермической выдержкой в определенном интервале температур порядка 320-450°С, колеблющемся в зависимости от содержания углерода.

Таким образом, с помощью теоретического расчета установлено, что бейнитную структуру в среднеуглеродистой стали можно получить, охлаждая образцы с температуры аустенитизации в сыпучем порошкообразном графите или других подобных средах. Такой подход позволит расширить сортамент производства арматурных стержней.

Литература:

1. Мадатян С.А. Арматура железобетонных конструкций/ С.А.Мадатян. - М.:Воентехлит,2000.-256с.
2. Пат. на кор. модель № 27595 Україна, МПК С21D 1/78, С21D 9/52 (2001.01). Спосіб виробництва арматурного високоміцного дроту / Алімов В.І., Штихно А.П., Шевченко Т.І., Хорішко Є.В.; Донецький національний технічний університет. - № u200706469; заявл. 30.08.2007; опубл. 12.11.2007, бюл. № 18.
3. Алимов В.И. Кинетика распада переохлажденного аустенита предварительно холоднодеформированной стали при неизотермическом охлаждении в сыпучем графите/ В.И. Алимов, О.В. Пушкина, И.В. Пономарева// Наукові праці ДонНТУ. Донецьк, ДонНТУ, 2013. – С. 156-169.
4. Алимов, В. И. Фазовые и структурные превращения при деформационно-термической обработке стальной проволоки [Текст] / В. И. Алимов, О. В. Пушкина. — Донецк: Донбасс, 2012. — 242 с.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ НАГРЕВА НА ТВЕРДОСТЬ СТАЛЕЙ С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КАРБИДОВ

Колчина С.С., Горбатенко В.П.

Донецкий национальный технический университет

Стали 6ХВ2С и Х12МФ используются как штамповые стали. Сталь 6ХВ2С характеризуется повышенной вязкостью и применяется как сталь для ударных инструментов. Х12МФ характеризуется повышенной износостойкостью и применяется как сталь для штампов холодного деформирования.

Задача исследования заключалась в определении влияния параметров нагрева на твердость сталей с разным содержанием карбидов. Цель данной работы заключается в сравнительном исследовании изменения твердости сталей с разным содержанием карбидов, в зависимости от температуры нагрева под закалку и длительности выдержки. В качестве материалов выбраны образцы из сталей 6ХВ2С и Х12МФ. Химический состав рассматриваемых сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сталей 6ХВ2С И Х12МФ, %

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P	Ni	Cu	W	V
6ХВ2С	0,6	0,65	0,3	1,15	До 0,3	До 0,03	До 0,03	До 0,35	До 0,3	2,5	-
Х12МФ	1,5	0,25	0,3	12	0,5	До 0,03	До 0,03	До 0,35	До 0,3	-	0,2

Образцы из сталей 6ХВ2С и Х12МФ совместно подвергали нагреву до температур 900 °С, 1000 °С и 1100 °С с выдержкой 15÷90 минут. Образцы нагревали в керамических «лодочках», после нагрева они охлаждались в воде. Далее образцы подвергали механической обработке – шлифованию, для измерения твердости. На рисунке 1 показано изменение твердости стали 6ХВ2С от параметров нагрева под закалку.

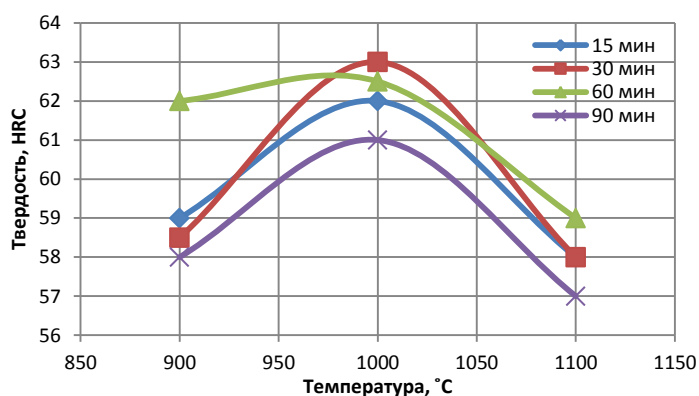


Рисунок 1 - График зависимости твердости стали 6ХВ2С от параметров нагрева под закалку

Из данного рисунка видно, что при нагреве стали до температур равных 1000 °С и выдержке 30 минут достигается наивысшая твердость (63 HRC).

При 900°С в данной стали еще не выделилось необходимое количество карбидов, поэтому получилась недостаточно высокая твердость.

При 1000°С происходит выделение карбидов, снижается устойчивость аустенита, за счет этого повышается твердость.

При 1100°С очевидно, что карбиды вновь растворяются в аустените, повышается его устойчивость при охлаждении, что способствует увеличению доли остаточного аустенита и снижению твердости.

На рисунке 2 показано изменение твердости стали X12МФ от параметров ее нагрева под закалку

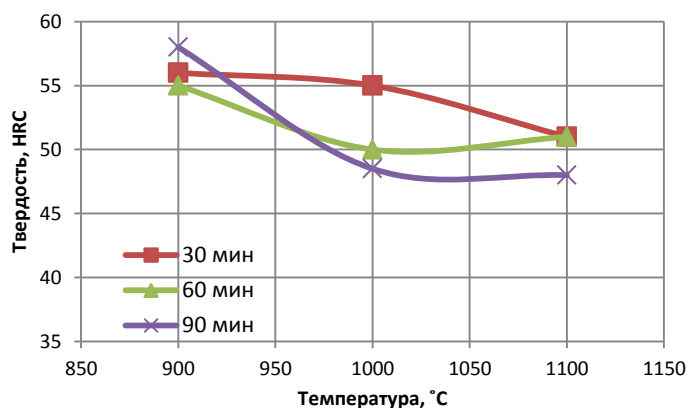


Рисунок 2 - График зависимости твердости стали X12МФ от параметров нагрева под закалку

Степень легированности стали X12МФ значительно выше, чем стали 6ХВ2С, поэтому следует ожидать более высокой устойчивости переохлажденного аустенита и большей доли остаточного аустенита после закалки. Поэтому твердость закаленной стали X12МФ оказывается ниже таковой у стали 6ХВ2С (рис. 1,2).

Иным оказывается и характер влияния параметров нагрева. Наблюдается тенденция к снижению твердости стали X12МФ с повышением температуры нагрева под закалку, а так же, в основном, и с увеличением длительности выдержки при температуре нагрева. Также очевидно, что в связи с повышением степени легированности аустенита, в связи с растворением большего количества карбидов в аустените твердость понижается.

Вывод: Установлено, что в стали 6ХВ2С пик твердости после закалки (61...63 HRC, в зависимости от длительности выдержки при нагреве) наблюдается после нагрева до 1000°С, а в стали X12МФ – после нагрева до 900°С (55...58 HRC). Увеличение длительности выдержки при нагреве под закалку может вызвать снижение твердости закаленной стали.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 4Х5МФС

Милаков В.И. Никитин Ю.Н.

Луганский национальный университет им. Владимира Даля

Наибольшее повышение долговечности инструмента работающего в условиях высоких температур и удельных давлений при выдавливании из алюминиевого порошка и высокопрочностных алюминиевых сплавов достигается при правильном выборе марки стали и режимов ее термической обработки [1-3].

Наряду с другими сталями, экономнолегированная инструментальная среднеуглеродистая сталь с карбидным упрочнением 4Х5МФС (Ш) повышенной теплостойкости и разгаростойкости наиболее применяемая для выдавливания алюминиевых сплавов [3,4].

Несмотря на многочисленные исследования в течение длительного времени задача повышения длительной стойкости прессового инструмента не решена и является металловедческой проблемой, имеющей большое научно-техническое и практическое значение [2].

Поэтому, целью исследования является изучение изменений структуры и свойств стали при окончательной термической обработке, формирующей эксплуатационные характеристики штампового инструмента.

В качестве исследуемого материала была выбрана сталь марки 4Х5МФС. Для увеличения срока службы инструмента предложена упрочняющая термическая обработка: закалка и отпуск. Закалку выполняли на специально подготовленных образцах. На всех этапах работ проводили металлографический анализ образцов на микроскопе МИМ-7 с и МИМ-8, измеряли твердость на приборе ТК-2М. Прочностные характеристики определяли согласно стандартным методикам.

Структура сталей после отжига - сорбитообразный перлит, вторичные и первичные карбиды (рис. 1). Темные полосы содержат множество карбидов (рис. 1,а). Мелкие неравномерно распределенные карбиды (рис. 1,б). Более крупные карбидные частицы располагаются по границам первичного аустенитного зерна. Твердость сталей составила 241 НВ

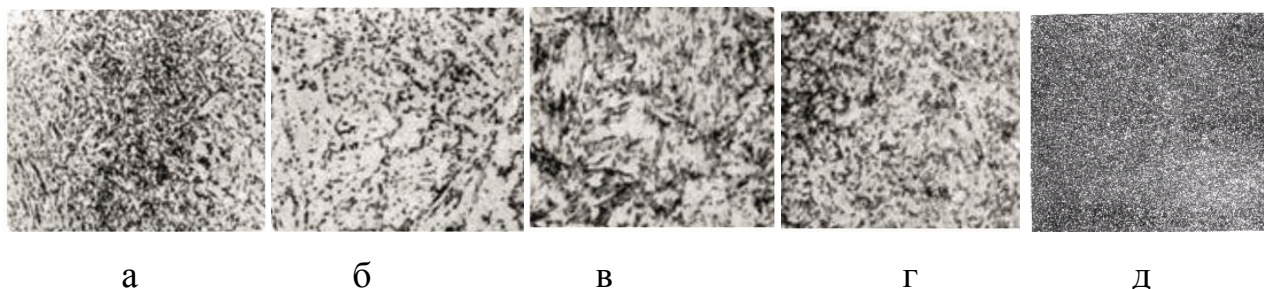


Рисунок 1 Микроструктура стали 4X5MFC после отжига: а – х 500; б – х 1400; окончательная термическая обработка в – х 1400; г - х 1400; д – 100

Структура и твердость стали после различных видов окончательной термической обработки: 1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; 550° С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе (54-55 HRC) - Различимы исходные мартенситные иглы (рис. 1, в). Только относительно крупные карбидные выделения выявляются как стержни или пластины. Границы первичных зерен аустенита определяются по темным крупным карбидным выделениям (левая сторона микрошлифа); 1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; 650° С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе (36 HRC) - Содержит множество карбидных фаз (рис. 1,г). Частично эти выделения располагаются рядами. С правой стороны структуры крупные карбиды, которые не растворились в процессе аустенизации; 1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; двукратный отпуск при температуре 580 - 620 °С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе (49-51 HRC) - Тонкодисперсная структура троостита с равномерным распределением карбидов (рис. 1,д).

Механические свойства исследуемых сталей в зависимости от температуры отпуска представлены в табл. 1.

Таблица 1 - Механические свойства стали 4X5МФС в зависимости от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	HRC
550	1420	1670	10	50	56	54-55
650	960	1080	15	60	79	36
двукратный 580-620	1350	1490	13	53	42,5-44,3	49-51

Проведенные исследования показали, что сталь 4X5МФС термообработанная по режиму 1030° С в течение 15 мин, охлаждение в масле; двукратный отпуск при температуре 580 - 620 °С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе обеспечивает сниженный уровень закалочных напряжений.

Литература:

1. Перспективные технологии легких и специальных сплавов / к 100 летию со дня рождения академика А.Ф. Белова. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 432 с.
2. Фатеев, В.И. Технологические основы повышения стойкости полых пуансонов для горячего деформирования осесимметричных поковок: автореф. дис. док. тех. наук: 05.03.05 / Фатеев Вячеслав Игоревич. - Тула, 2009. - 40 с.
3. Богданова, Т.А. Исследование структуры и свойств штамповых инструментальных сталей / Т. А. Богданова, А. А. Перебоева, Л. П. Третьякова, Н. В. Окладникова // Вестник СибГАУ. – 2009. – №2. – С. 239-241.
4. Быконя, Л. А. Модифицирование штамповых сталей для горячего деформирования высокодисперсными порошками : автореф. дис. ... канд. тех. наук: 05.16.06 / Быконя Людмила Александровна.- Красноярск, 1995.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ЖАРОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ФЕРРИТНОГО И АУСТЕНИТНОГО КЛАССОВ

Пимонова С.О., Горбатенко В.П.
Донецкий национальный технический университет

Стали 08X17 и 10X18H10T используются как жаростойкие стали. Задача исследования заключалась в сравнении поведения сталей различных структурных классов при высоких температурах в окислительной атмосфере. Цель данной работы заключается в сравнительном исследовании жаростойкости сталей ферритного и аустенитного классов в зависимости от температуры нагрева и длительности выдержки.

Материалы и методика работы

В качестве материалов выбраны образцы из сталей 08X17 толщиной 1,5мм и 10X18H10T толщиной 3 мм. Химический состав рассматриваемых сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сталей 08X17 и 10X18H10T, % (ГОСТ 5632)

Марка стали	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu
08X17	До 0,08	До 0,8	До 0,8	До 0,6	До 0,025	До 0,035	16- 18	До 0,3
10X18H10T	До 0,1	До 0,8	1-2	10- 11	До 0,02	До 0,035	17- 19	-

Образцы из двух предложенных сталей совместно подвергались нагреву до температур 900 и 1000°C с выдержкой 15...90 минут. Образцы нагревались в «лодочках» после взвешивания на аналитических весах. Повторное взвешивание проводили после термической обработки.

Стойкость к газовой коррозии оценивали по приросту массы образца Δg . Для учета различий в массе исходных образцов определяли относительный прирост массы: $\Delta g/g \cdot 100, \%$, где g-исходная масса образца.

На рисунке 1 представлены графики влияния времени выдержки на относительный прирост массы сталей 08X17 и 10X18H10T при температурах 900°C и 1000°C.

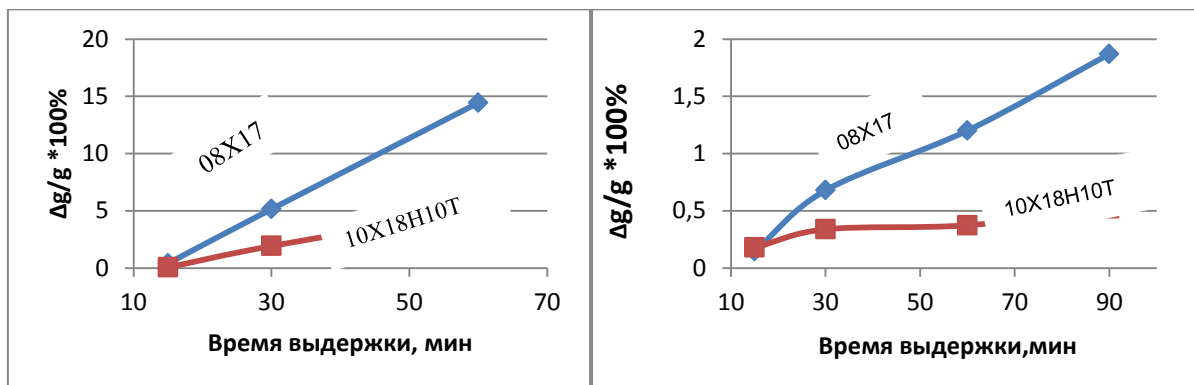


Рисунок 1. Влияние времени выдержки на относительный прирост массы сталей 08X17 и 10X18H10T при 900 (а) и 1000 °С (б)

Анализ полученных результатов показал, что сталь аустенитного класса 10X18H10T меньше склонна к газовой коррозии при всех исследуемых температурах и длительностях выдержки по сравнению со сталью ферритного класса. При этом различия в относительном приросте массы образцов в сталях разного структурного класса возрастают с увеличением длительности выдержки при изученных температурах нагрева.

Установлено, что при температуре нагрева 900°C обе стали были сильнее подвержены газовой коррозии, чем при нагреве до более высоких температур. Это может быть связано с тем, что при этой температуре на поверхности образцов образуется менее плотная защитная пленка, которая недостаточно защищает поверхность от окисления.

Вывод: Установлено, что сталь аустенитного класса проявляет более высокую стойкость против газовой коррозии в сравнении со сталью ферритного класса. Наиболее интенсивное окисление сталей наблюдали при температуре 900°C.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МЕДЬЮ ДЛЯ СЛОЖНЫХ ОТЛИВОК ХОЛОДИЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Пчеленко Т.М., Алимов В.И.

Донецкий национальный технический университет

Алюминиевая продукция из всех отраслей цветной металлургии занимает первое место по производству и потреблению в мире. Быстрый рост производства алюминия обусловлен как развитием технологий его производства, так и расширением сфер его применения. По данным статистики на мировом рынке происходит активный рост потребления алюминия, в среднем потребность каждый год увеличивается на 5-7%. Производство алюминия в мире из года в год будет расти вслед за непрерывно растущим спросом на этот металл [1].

Наиболее распространенными видами термической обработки литейных алюминиевых сплавов являются отжиг, закалка и старение. Отжиг производится для снижения уровня остаточных напряжений путем частичного устранения неоднородности состава сплава посредством диффузии и частичного выравнивания структуры в зернах α -твердого раствора, а также изменения формы и размера частиц вторых фаз. При этом в значительной степени уменьшаются искажения кристаллической решетки твердого раствора. Температура отжига, время выдержки и скорость охлаждения определяются природой сплава, его структурой и условиями работы деталей. Охлаждение деталей после отжига может производиться вместе с печью, на воздухе или ступенчато: вначале вместе с печью, а затем на воздухе.

Перспективным и инновационным способом улучшения технологических свойств расплавов силуминов является технология, основанная на термовременной обработке. В общем случае можно считать, что после расплавления металл находится в неравновесном состоянии. На скорость перехода расплава в состояние, близкое к равновесному, влияют температура, интенсивность и продолжительность перемешивания (при продувке газами, вакуумировании, обработке ультразвуком, воздействии электромагнитным полем и т. п.).

Термовременная обработка основана на выдержке расплава при высоких температурах. Изучение влияния такой обработки на качество литья силуминов является актуальной задачей, так как позволит улучшить механические показатели выплавленных сплавов [2].

В качестве материала для исследования использовали сложные отливки – петли из алюминиевого сплава АК12М2 для холодильной техники. Данный сплав относится к системе алюминий-кремний-медь, со средним содержанием

кремния 12 % и меди 2 %. Химический состав данного сплава приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав сплава АК12М2 по ГОСТ 1583-93, % мас.

Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Pb	Sn	Ti
			не более						
11,0-13,0	1,8-2,5	0,6-1,0	0,5	0,15	0,8	0,3	0,15	0,1	0,2

На рисунке 1–3 показаны виды детали «петли средней» в литом состоянии и после испытания в масштабе 1:2.



Рисунок 1 – Сложная отливка для холодильного оборудования алюминиевого сплава АК12М2 в литом состоянии (масштаб 1:2): а) вид сверху; б) вид сбоку



Рисунок 2 – Сложная отливка для холодильного оборудования алюминиевого сплава АК12М2 после испытания на разрушение (масштаб 1:2): а) вид сверху; б) вид сбоку

При изучении излома детали, установили, что излом по блеску и цвету – блестящий, по степени шероховатости и рельефу – кристаллический, по макрогеометрии и ориентации – сложной формы, по степени пластической деформации – квазихрупкий. Квазихрупкое разрушение осуществляется по механизму квазискола, который характеризуется наличием элементов микрорельефа.



Рисунок 3 – Излом ушка петли после испытания на разрушение $\times 16$

Характерными признаками квазихрупкого излома является присутствие в изломе гребней, ступенек, язычков и фасеток квазискола. Присутствие гребней в изломе свидетельствует о наличии некоторой локальной пластической деформации

Термовременную обработку расплава АК12М2 проводили путем перегрева расплавов до температур 660 °С и 760 °С ($T_{пл}=577$ °С), изотермической выдержки при этих температурах в течение 30 и 25 минут с перемешиванием керамическим стержнем жидкого расплава. Навески помещали в алундовые жаростойкие тигли и загружали в печь СНОЛ-16.25.1/8М2, предварительно нагретую до заданной температуры. Образцы подвергали плавке (по два образца) при температурах 660 °С и 760 °С. При температуре 660 °С тигли выдерживали 30 мин., а при температуре 760 °С – 25 мин. С целью изучения влияния различных факторов на скорость кристаллизации расплавы в тиглях 2 и 4 подвергали обработке с перемешиванием керамическим стержнем жидкого металла. Полученные данные по микротвердости приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты проведенного опыта

Режим обр.	$T_{пл},$ °С	$\tau_{выд},$ мин	Перемешивание расплава (+)	Масса, г		Размеры слитка, мм	Микротвердость (средняя), Н/мм ²
				шпихты	слитка		
ТВО	660	30	-	9,5	8,5	30×20×5	1020±40
ТВО	660	30	+	9,5	8,5	30×25×4	1120±60
ТВО	760	25	-	9,5	8,5	30×21×6	1010±40
ТВО	760	25	+	9,5	8,5	30×30×4	1110±60
Литье в кокиль	700	15	-	47,0	43,0	78,5×39×23	973±85

Из таблицы видно, что перемешивание является значимым фактором. Термовременная обработка значительно повышает микротвердость. Микротвердость образцов с перемешиванием выше. Микротвердость при температуре 660 °С составляет 1020±40 Н/мм², а при этой же температуре с перемешиванием – 1120±60 Н/мм². При температуре 760 °С микротвердость составляет 1010±40 Н/мм², а с перемешиванием – 1110±60 Н/мм².

Видно, что после литья в кокиль (рис. 4) в структуре присутствует значительное количество пор.

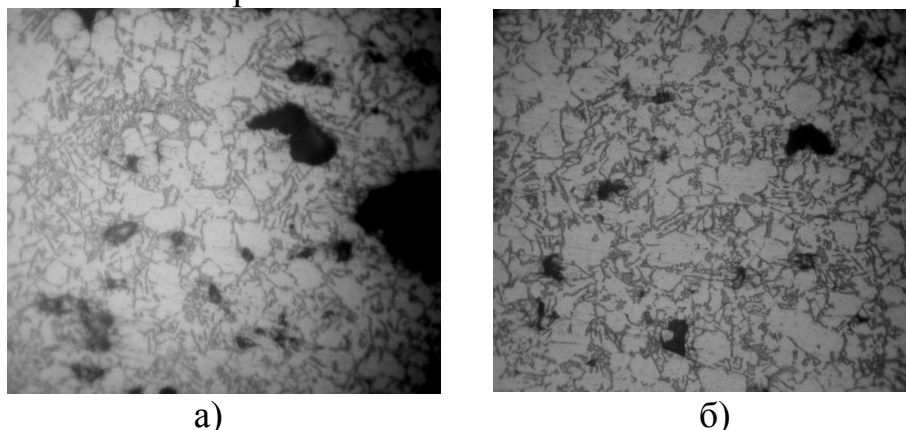


Рисунок 4 – Структуры алюминиевого сплава АК12М2 после литья в кокиль $\times 600$: а) поперечный шлиф; б) продольный шлиф

После перемешивания расплава структура измельчается (рис. 5)

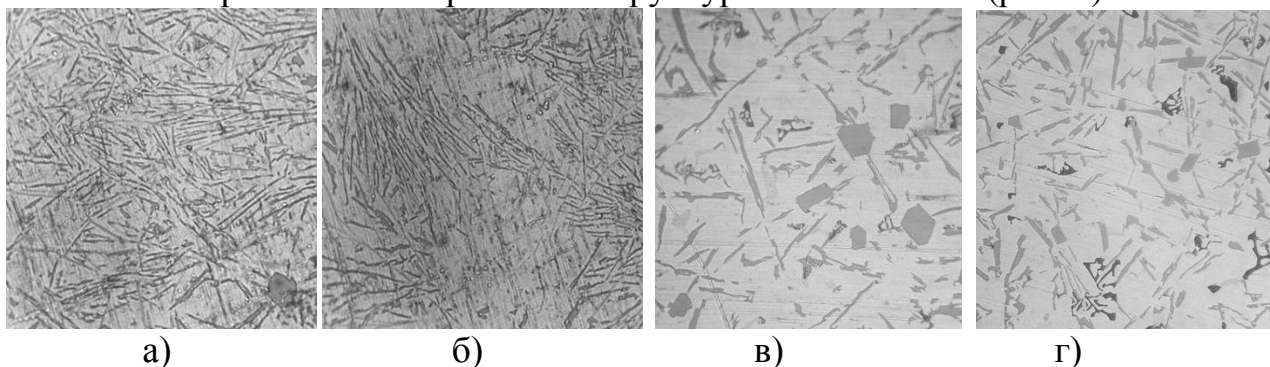


Рисунок 5 – Структуры алюминиевого сплава АК12М2 после термовременной обработки $\times 600$: а) 660 °С без перемешивания; б) 660 °С с перемешиванием; в) 760 °С без перемешивания; г) 760 °С с перемешиванием

После термовременной обработки в структуре сплава наблюдали исчезновение пористости.

Вывод: комплексная термовременная обработка жидкого алюминиевого сплава с перемешиванием позволяет улучшить свойства и уменьшить количество пор в сплаве АК12М2 для сложных отливок холодильной техники.

Литература.

1. Проект компании RUSAL, лидера мировой алюминиевой отрасли. [Электронный ресурс] – Режим доступа: http://www.aluminiumleader.ru/economics/how_aluminium_market_works/

2. Алимов В.И. Свойства и структура нового вторичного Zn-Al-Si сплава / В.И. Алимов, Е.А. Манаева, О.И. Воронцова, А.И. Шевелев // *Металлургия и обработка металлов / Материалы научной технической конференции.* – Донецк: ДонННТУ, 2004, № 7. – С. 36-38.

ВЫБОР ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК

Рябов И.А., Рябичева Л.А.

Луганский национальный университет имени Владимира Даля

Эффективным способом повышения механических свойств литых материалов является получение мелкозернистой структуры. Горячая деформация обеспечивает формирование мелкозернистой структуры за счет развития динамической рекристаллизации [1]. Процессы разупрочнения порошковых материалов осуществляются по тем же механизмам, что и литых. Однако, наличие фазы пор оказывает влияние на процесс структурообразования порошковых материалов, и соответственно, механические свойства [2].

Целью работы является выбор рациональных режимов формоизменения заготовок из порошковых медно-титановых материалов на основе исследования процессов структурообразования.

Экспериментальные исследования выполнены на образцах, изготовленных из механической смеси порошка меди ПМС-1 и порошка титана ВТ1-0. Массовая доля титана составляла 2%, пористость 5% и 10%. После двустороннего прессования образцы спекали по ступенчатому режиму в среде генераторного газа в течение 3 ч. Пористость после спекания составляла 5% и 10%. Деформирование выполняли по схеме одноосного сжатия на испытательной машине ZD-4 при температурах 100, 400 и 600°C и скоростях деформации $0,01\text{с}^{-1}$ и $0,001\text{с}^{-1}$. Количественный микроанализ выполняли на металлографическом микроскопе МИМ-7 по стандартной методике.

Установлено, что после спекания порошковых образцов средняя диаметр зерна меди (D) составляла 16-18 мкм, причем нижний предел соответствует образцам пористостью 10%. Наличие фазы пор способствует торможению развития статической рекристаллизации. Анализ эволюции структуры в зависимости от критической степени деформации на каждой стадии деформирования пористых образцов показал, что диаметр зерна зависит от температурно-скоростных условий деформации и исходной пористости. На рис. 1 представлены диаграммы рекристаллизации порошковых медно-титановых материалов исходной пористостью $\theta_0 = 5\%$ в координатах диаметр зерна меди (D), степень деформации (ε_z) и температура ($t, ^\circ\text{C}$) при различных скоростях деформации ($\dot{\varepsilon}$). Диаметр зерна уменьшается с ростом степени деформации. При температуре 100°C наблюдается монотонное уменьшение размера зерен (рис. 1, а). После осадки образцов пористостью 5% со скоростью деформации $0,01\text{с}^{-1}$ до критических степеней деформации 0,071 и 0,231 их не видно на графиках диаметр зерна составляет 17,26 мкм и 14,27 мкм, соответственно. При этой температуре разупрочнение твердой фазы осуществляется за счет динамического возврата, при котором частично снимаются внутренние

напряжения, а уменьшение размера зерна является следствием деформации твердой фазы.

При повышении температуры до 400°C зерно меди измельчается интенсивнее а размер зерна меньше за счет интенсификации процессов разупрочнения конкурирующих с деформационным старением (рис. 1, а). После критической степени деформации 0,075 диаметр зерна составил 14 мкм, тогда как после степени деформации 0,23 зерно уменьшается до 8 мкм. Медно-титановые материалы являются дисперсионно-твердеющими. Это является причиной того, что в результате деформации при 400°C образовавшиеся когерентные выделения оседают на большеугловых границах и являются препятствием для развития динамической рекристаллизации. В результате конкурирующих процессов динамической рекристаллизации и деформационного старения на третьей стадии разупрочнения формируется зерно меди с диаметром 6,5 мкм.

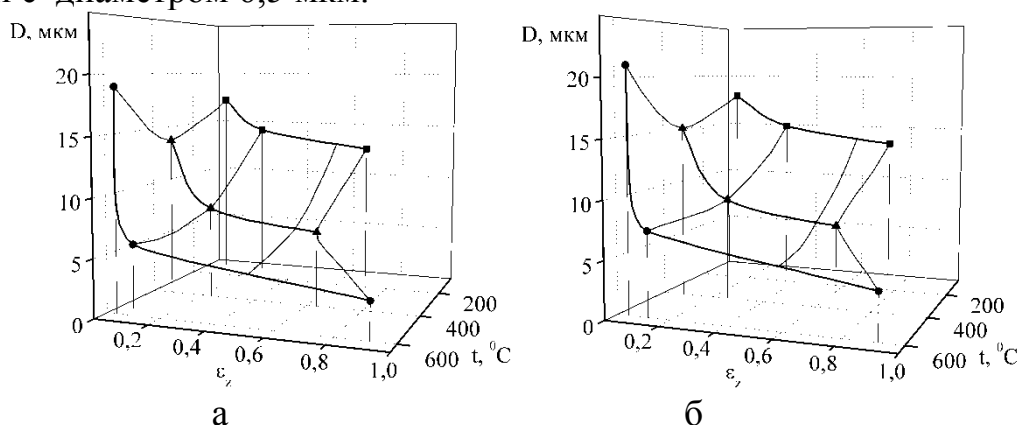


Рисунок 1 - Диаграммы рекристаллизации, $\theta_0 = 5\%$:
а – $\dot{\varepsilon} = 0,01 \text{ c}^{-1}$; б – $\dot{\varepsilon} = 0,001 \text{ c}^{-1}$: ■ – 100°C ; ▲ – 400°C ; ● – 600°C

На диаметр зерна оказывает влияние скорость деформации, с увеличением которой формируется более мелкое зерно (рис. 1, б). Причиной этого является увеличение числа внутризеренных сдвигов и дефектов кристаллического строения, способствующих интенсификации процесса рекристаллизации. При температуре 600°C увеличение скорости деформации с $0,001$ до $0,01 \text{ c}^{-1}$ приводит к уменьшению диаметра зерна от 4,4 до 3 мкм.

Необходимо особо отметить влияние пористости на размер зерна меди. Повышение исходной пористости от 5 до 10% не приводит к изменению зависимости диаметра зерна меди от степени деформации и температуры: с увеличением степени деформации размер зерна уменьшается тем интенсивнее, чем выше температура деформации (рис. 2). Однако, увеличение исходной пористости образцов приводит к количественным изменениям. При пористости 10% формируется более мелкое зерно меди во всем интервале температур. Очевидно, увеличение количества пор обеспечивает избыточную свободную энергию образцу за счет развития свободных поверхностей – границ пор. При деформации местами зарождения центров динамической рекристаллизации являются области с наибольшим скоплением дефектов кристаллического

строения. К числу таких областей относятся границы пор. Очевидно, при температуре 600°C В образцах с пористостью 10% уже при малых степенях деформации, порядка 0,03-0,04, среднестатистический диаметр зерна меди меньше, чем в образцах с пористостью 5%. Кроме того, границы пор препятствуют миграции большеугловых границ и задерживают рост рекристаллизованных зерен, что приводит к формированию на заключительной стадии деформирования мелкозернистой структуры с диаметром зерна 3-4 мкм (рис. 2).

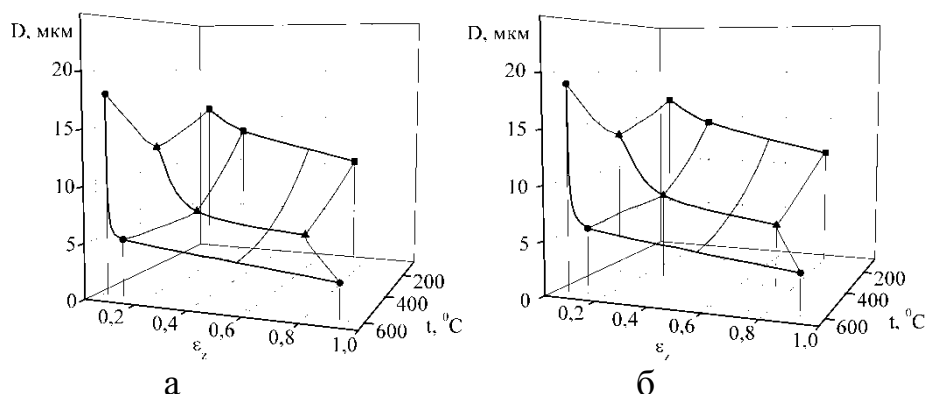


Рисунок 2 - Диаграммы рекристаллизации, $\theta_0=10\%$:
 а – $\dot{\varepsilon}=0,01 \text{ c}^{-1}$; б – $\dot{\varepsilon}=0,001 \text{ c}^{-1}$: ■ – 100°C; ▲ – 400°C; ● – 600°C

Таким образом, установлено, что при температуре 100°C в твердой фазе порошкового материала совершаются процессы динамического возврата. При деформации при 600°C разупрочнение осуществляется за счет динамической рекристаллизации, что приводит к большему увеличению пластичности. При этом формируется мелкозернистая структура медно-титанового материала с размером зерна менее 4 мкм. Наиболее равномерная мелкозернистая структура формируется при температуре деформации 600°C. Выполненные исследования использованы при выборе рациональных режимов формоизменения детали типа «втулка» с фланцем. Технологический процесс изготовления детали включает следующие операции: холодное прессование заготовки пористостью 15%; спекание; штамповку в два этапа: на первом этапе выполняется прессование при температуре 100°C до относительной плотности 0,97-0,98; на втором этапе – выдавливание тела втулки при 600°C.

Применение термомеханического режима деформирования позволило получить высокоплотную, мелкозернистую структуру с равномерным распределением частиц титана, за счет этого улучшить механические и эксплуатационные свойства.

Литература

1. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
2. Кипарисов С.С. Порошковая металлургия / С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон. – М.: Металлургия, 1972. – 528 с.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ПРОИЗВОДСТВА КОЛОТОЙ СТАЛЬНОЙ ДРОБИ

Савицкая М.А., Павлиненко О.И., Левченко Э.П.

Донбасский государственный технический университет? ЛНР

В литейном, кузнечном и термическом производствах машиностроительных предприятий существенные затраты материалов и энергии приходится на операции очистки отливок и заготовок, которые обычно осуществляются в дробеметных или дробеструйных камерах с применением чугунной либо стальной дроби, произведенной, как правило, на специализированных предприятиях [1].

Для повышения абразивной способности предварительно полученную на специализированных заводах стальную дробь подвергают закаливанию, что существенно повышает ее твердость.

Содержание химических элементов в материале дроби из низкоуглеродистой стали, по рекомендациям фирмы Pometon (Италия), находится в пределах 0,05–0,20% углерода 0,05–0,15% кремния; 0,10–0,45% марганца [1].

Например, ООО «Алчевский завод стальной дроби» производит дробь из заэвтектоидной легированной стали 80ГСЛ, содержание химических элементов которой следующее: углерод (С) – 0,8%; кремний (Si) – 1%; марганец (Mn) – 1,00%; никель (Ni) не более 0,50%; хром (Cr) не более 0,50%; фосфор не более 0,050% и сера (S) не более 0,050%. Для повышения ударной стойкости дробь подвергается термообработке (табл. 1).

Таблица 1 – Типовые режимы термообработки дроби

Тип дроби	Твердость, HV	Режим термообработки			
		Закалка		Отпуск	
		температура, °С	время выдержки, ч	температура, °С	время выдержки, ч
ДСЛ, ДСК	365–545 545–830	–	–	350–400 180–220	0,8–1,0 0,8–1,0
ДСЛУ, ДСКУ	365–545 545–830	870–900 870–900	0,7–0,9 0,7–0,9	350–400 180–220	0,7–0,9 0,7–0,9
ДЧЛУ	455–830	–	–	680–700	0,7

Обычно применяется два основных вида термообработки: закалка с отпуском (улучшенная дробь) и отпуск дроби (отпущенная дробь).

На ООО «Алчевском заводе стальной дроби» используется стальная литая и колотая улучшенная дробь твердостью 473 HV (по Виккерсу) [2].

Наибольшим спросом пользуется колотая стальная дробь, форма которой представляет собой неправильные остроугольные многогранники, на одной из сторон которых допускается наличие сферической кривизны исходной поверхности. Поэтому путем применения барабанных мельниц шарового типа, где на дробемассу осуществляется ударное воздействие мелющих тел в виде шаров или цельебсов, достигается разрушение круглой дроби на колотую.

С точки зрения повышения эффективности приготовления колотой дроби путем раскалывания сферических частиц [3, 4] целесообразным становится понять механизм ее образования и появления дефектов во внутреннем слое.

Типичный механизм образования усадочных пустот описывается таким образом [5]. Уровень металла после заполнения им изложницы горизонтальный. Через некоторое время из-за охлаждающего действия стенок изложницы образуется корка изначально малой толщины, объем которой меньше объема жидкого металла, ушедшего на ее образование, вследствие сжатия тел при остывании. Таким образом, уровень жидкого металла в изложнице по мере его кристаллизации постоянно медленно понижается со временем кристаллизации, а к окончанию протекания процесса кристаллизации в верхней части слитка образуется усадочная воронка. Так как более холодные слои металла опускаются вниз, то верхние его слои имеют большую температуру, достаточно долго сохраняемую по времени. Однако охлаждение металла в небольшой степени происходит также и сверху, что обуславливает образование зачастую закрытой усадочной раковины с внутренними пустотами. Над усадочной раковиной в этом случае имеется небольшая корка металла.

При кристаллизации же стальной дроби расплавленные капли металла скатываются с вращающегося горизонтального тарельчатого диска. При этом первичная кристаллизация металла начинается еще в воздушном потоке, где образуется очень тонкая пленка поверхности затвердевания равномерно со всех сторон жидкой частицы. Этому способствует равномерное обтекание воздухом (рис. 1) и некоторое вращательное движение, полученное частицей в момент отрыва от тарели гранулятора [1]. Внутри же сферы все еще сохраняется жидкий металл, при этом усадочные процессы уже начинают свое первоначальное медленное развитие.

Соответственно подобные закономерности будут иметь место и при попадании дроби в водяную ванну с тем лишь отличием, что в связи с более интенсивным теплообменом время затвердевания будет значительно сокращаться, что может выглядеть, как экстраполяция зависимостей на рисунке 4 в виде продолжения приведенных зависимостей при практически их линейной форме. Ориентировочно значения времени затвердевания могут находиться в диапазоне от 0,25 до 0,5 с.

В дальнейшем предварительно сформировавшаяся и покрывшаяся за время полета корочкой затвердевшего металла (рис. 2) попадает в подогретую до 50–60 °С воду, где наступает первая стадия интенсивного охлаждения –

плёночное кипение с малой скоростью теплоотвода и скорость затвердевание металла несколько возрастает, а усадочные процессы ускоряются.



Рисунок 1 – Время затвердевания дроби в зависимости от интенсивности теплообмена в процессе ее полета при частоте вращения 1700 об/мин:

1 – диаметр дроби 3 мм; 2 – диаметр дроби 5 мм

Затем, при температуре центра дроби около 400 °С, наступает режим пузырькового кипения, когда скорость теплообмена существенно возрастает и образование скрытых пустот во внутренней структуре дроби формируются окончательно [1].

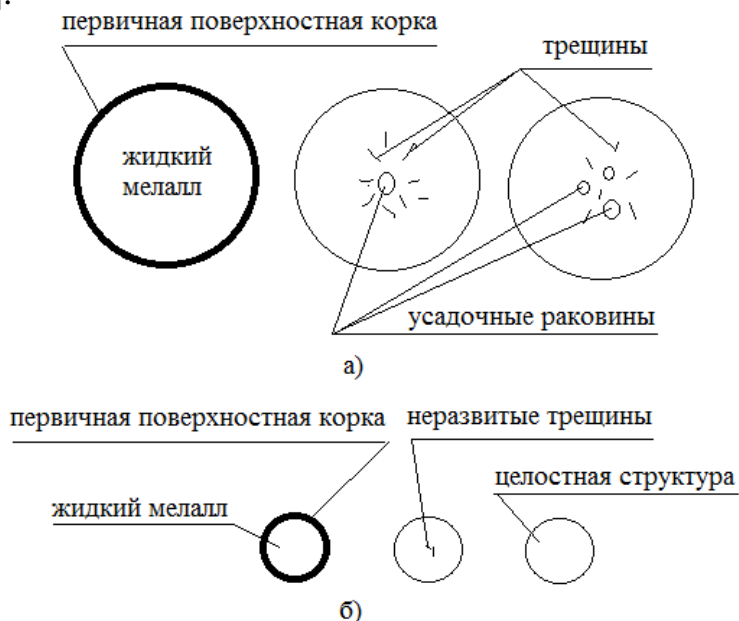


Рисунок 2 – Первичной кристаллизации и зарождения дефектов:

а – дробь больших размеров; б – дробь малых размеров

Иногда при критической разности температур охлаждающей жидкости и расплавленного металла возникают ситуации, когда скорость падения капли при попадании в воду такова, что паровая пленка на поверхности дроби мгновенно разрушается, тогда сразу наступает режим пузырькового кипения. В

результате возникновения значительных напряжений могут появляться трещины, снижающие механическую прочность.

Для предотвращения такого явления температуру воды повышают до 90–95 °С и процессы разрушения паровой пленки несколько снижаются, что объясняется повышением устойчивости пленки за счет снижения скорости конденсации пара и расхода теплоты на испарение [1].

С увеличением температуры воды уменьшается ее газорастворимость и поверхностное натяжение, при этом упругость пара в образовавшейся полости растет. Поэтому процесс охлаждения при 90–95 °С характеризуется низкими скоростями теплообмена и могут приводить к опасности вскипания воды в ванне. Причем повышение температуры воды в полной мере не позволяет предотвращать возможность образования трещин, так как при повышенном содержании углерода в стали около 0,6% образование трещин в дроби проявляется даже при разливке в кипящую воду [1].

При температуре воды ниже 90–95 °С появление трещин возможно предотвратить смягчением охлаждающей жидкости, например, введением в нее эмульсии мыла с концентрацией более 0,5%. Тогда стадия пленочного кипения сохраняется практически до полной кристаллизации дробинки, что исключает появление трещин при первичном охлаждении [1].

Ввиду рассмотренных особенностей кристаллизации можно отметить, что при малых диаметрах дроби, ввиду более быстрого протекания процессов затвердевания и незначительных величин усадки вероятность образования внутренних дефектов в структуре металла существенно уменьшается (рис. 2а). Благодаря этому мелкие фракции требуют значительно больших энергетических затрат на раскалывание.

Дробь же большого диаметра по времени кристаллизуется значительно дольше, чем малых диаметров, а из-за большего объема ее частиц усадочные компоненты получают сильное развитие (рис. 3). Это может быть выражено как внутренними пустотами, так и большим наличием трещин, в том числе образовавшимися не только в момент формообразования поверхности, но и даже в результате последующей закалки (рис. 2б).

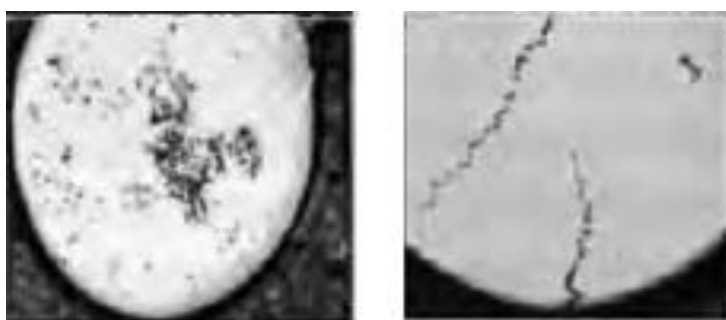


Рисунок 3 – Дефекты стальной дроби, изготовленной на ООО «Алчевский завод стальной дроби»

При увеличении температуры образуется значительное количество дроби мелких фракций. При температуре заливки до 1560 °С, возрастает количественный выход крупной дроби, но она имеет значительные отклонения от шарообразности формы. Режимы работы гранулятора (рис. 4) также оказывают сильное воздействие на дробеобразование [1].

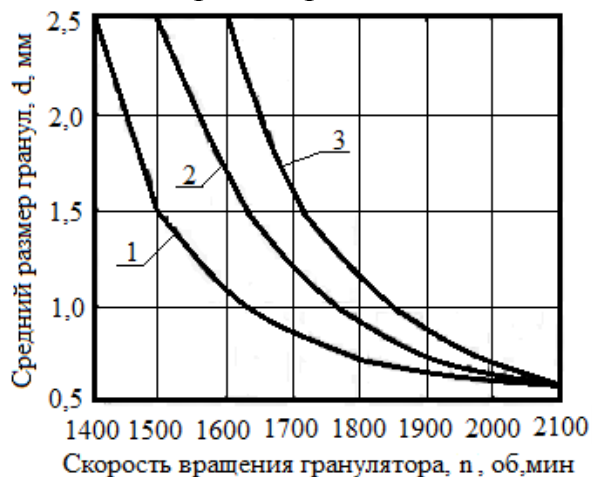


Рисунок 4 – Зависимость среднего размера дроби от скорости вращения гранулятора:

1 – диаметр струи металла 12 мм; 2 – диаметр струи металла 15 мм; 3 – диаметр струи металла 17 мм

При дальнейших исследованиях целесообразным является оценка величин внутренних дефектов дроби разной крупности в процентном соотношении, в зависимости от усадочных свойств, исходя из постоянства диаметра заданного первичным образованием твердой поверхностной корки.

Литература:

1. Гурченко П.С. Производство стальной литой термообработанной дроби в условиях машиностроительных предприятий / П.С. Гурченко, М.И. Демин, Д.А. Волков и др. – Минск: Беларус. навука, 2014. – 113 с.
2. Завод стальной дроби – [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.shot-works.com/index.html>.
3. Павлиненко О.И. Пути повышения эффективности процесса производства колотой стальной дроби / О.И. Павлиненко, Э.П. Левченко, Д.А. Вишневский // Сборник научных трудов II международной научно-практической конференции «Современная металлургия нового тысячелетия, 2016. – С. 211-215.
4. Павлиненко О.И. Анализ возможности использования существующих технических средств для получения стальной колотой дроби / О.И. Павлиненко, Э.П. Левченко, В.Г. Чебан // Вестник Донецкого национального технического университета. 2016, – № 4 (4). – С. 38-44.
5. Конструкционные материалы: Справочник / Под ред. Б. Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЧЕРНОВЫХ ОСЕЙ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА ЖЕЛЕЗНЫХ ДОРОГ

Сажин А. В., Дубасов В. М.

Луганский национальный университет им. Владимира Даля

Черновая ось является профильной заготовкой. Её, получают методом горячего деформирования, подвергают термической обработке, имеет припуск под механическую обработку и прошедшая ультразвуковой контроль. В качестве материала для изготовления вагонных осей применяется: для вагонов основных типов сталь ОсВ, для вагонов электропоездов — сталь ОсЛ. Сталь типа ОсВ применяют для оси вагонов железных дорог широкой колеи. ОсЛ же в свою очередь для изготовления прокатанных заготовок квадратного или круглого сечения предназначенных для производства осей локомотивов, электропоездов, дизель - и электропоездов, вагонов железных дорог и вагонов метрополитена железных дорог колеи 1520 мм. Применение данных видов стали объясняется тем, что, они полностью удовлетворяют механическим свойствам требуемыми ГОСТ.



Рисунок 1 – Черновые оси

В процессе производства вагонной оси на предприятии «Лугансктепловоз» в начале получается черновая стальная заготовка – ось черновая, которая в дальнейшем подвергается термической и механической обработке. Конечным продуктом изготовления становится ось чистовая.

Термическую обработку проводят по двум вариантам.

ВАРИАНТ I. Термическая обработки в камерных печах.

Оси укладывают на под печи на прокладки в 3 ряда в печах №2 и №3 и в 3 ряда 2 стопки 1 в печь с двумя выкатными подами, обеспечивая зазор между осями ≥ 30 мм так, чтобы оси в печи были расположены пробами к крышке. Оси нагревают до температуры $860 \pm 10^\circ\text{C}$, время нагрева (см. табл. 1).

Таблица 1 - Время нагрева и время выдержки

Ø ступицы осей	Время нагрева, ч	Время выдержки, ч	Время общее, ч
Ø190...255	4...5	5...6	9...11
Ø260...280	5...6	6...7	11...13
Ø285...310	6...7	6...7	12...14

Охлаждение осей происходит на подине печи с применением двух вентиляторов до температуры $\leq 500^{\circ}\text{C}$.

ВАРИАНТ II. Термическая обработки в шахтных печах

Устанавливают оси в направляющие трубы приспособления для сборки осей. Собранные оси в приспособлениях загружают в шахтную печь. Нагревают оси до температуры $850\pm 10^{\circ}\text{C}$ по мощности печи (см. табл.2) Охлаждение осей проводят в охлаждающих колодцах.

Отпуск осей проводят в вертикальных муфельных печах при температуре $600\pm 10^{\circ}\text{C}$ в течении 2-3 часов. Охлаждение проводят на спокойном воздухе до температуры цеха.

Таблица 2 - Время нагрева и время выдержки

Ø ступицы оси	Время нагрева, ч	Время выдержки ч	Общее время, час
Ø190...215	2,0...2,5	2,5...3,0	4,5...5,5
Ø220...255	3,0...4,0	2,5...3,0	5,5...7,0
Ø255...280	3,5...4,5	2,5...3,0	6,0...7,5
Ø255...280	5,0...6,0	3,5...4,0	8,5...10,0

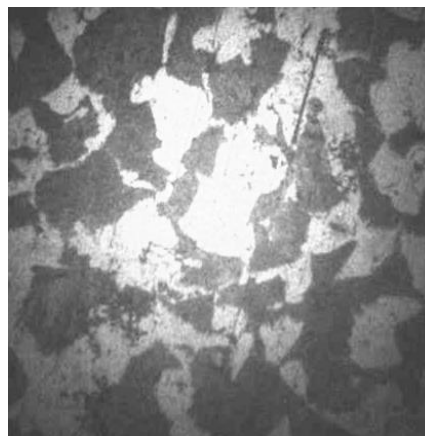
Цель нормализации – измельчение зерна, улучшение механических свойств, снятие внутренних напряжений. Схема режима термической обработки черновых осей приведена на рис. 2. Структура после нормализации – перлит и феррит мелкозернистый.(рис 3). После нормализации оси поступают на холодильник для охлаждения до температуры $650\text{—}700^{\circ}\text{C}$, при которой производится их правка на правильных прессах [1,2].



Рисунок 2- Схема термообработки черновых осей



а



б

Рисунок 2- Структуры стали ОС.В:
а – до, б – после нормализационного отжига

После правки оси контролируют устройством, измеряющим биение поверхности по концам и в трех точках средней части относительно подступичной части оси.

Механические свойства термообработанных осей должны соответствовать данным приведенным в табл. 1 [3].

Таблица 1 - Механические свойства термообработанных осей класса F по стандарту М-101

Временное сопротивление при растяжении σ_b , Н/мм ² (кгс/мм ²)	Предел текучести σ_t , Н/мм ² (кгс/мм ²) не менее	Относительное удлинение δ , % не менее	Относительное сужение, φ , % не менее
не менее 638 (65)	362 (36,96)	20,0	35,0

Литература

1. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
2. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник в 3 т. / [Бернштейн М. Л., Бокштейн Б. С., Горелик С. С. [и др.]; под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. Т.2. М.: Металлургия, 1983. 366 с.
3. ГОСТ 30272-96. Оси черновые (заготовки профильные) для подвижного состава железных дорог колеи 1520 мм. Технические условия.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИЙ «МЕТАЛЛОКОРД-РЕЗИНА»

Сандомирская К.К., Алимов В.И.

ГОУ ВПО Донецкий национальный технический университет

Автомобильная шина — один из наиболее важных элементов колеса, представляющая собой упругую резино-металло-тканевую оболочку, установленную на обод диска. Одной из главных составляющих автомобильной шины является металлокорд, представляющий собой стальной трос, свитый из высокопрочной стальной проволоки с покрытием. Исходным сырьем для изготовления металлокорда является катанка диаметром 6,0-6,5 мм из высокоуглеродистых сталей с $0,7 \div 0,9$ %С. Работоспособность и срок службы шин зависит от прочности связи на границе «резина-металл». Адгезия резины к латунированному металлокорду возникает в результате реакции между латунным покрытием и составляющими резиновой смеси. Разработка новых способов повышения адгезии, обеспечивающих высокую прочность связи в системе резина-латунированный металлокорд, является перспективным направлением в настоящее время.

Все мероприятия, осуществляемые на практике для повышения прочности связи резины с металлом, можно разделить на три группы: обработка поверхности металла, использование промежуточных слоев и модификация резиновых смесей [1].

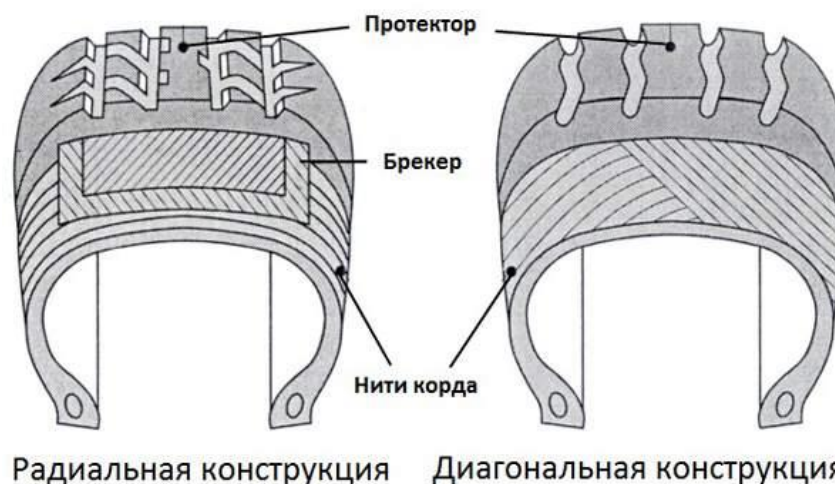


Рисунок 1-Диагональная и радиальная конструкция автомобильных шин

Целью настоящей работы является изучение композиций «металлокорд-резина», конструкций металлокорда, типы расположения корда в резине, их основные различия и характеристики.

В качестве материала для исследования использовалась автомобильная шина Т 175/70 R13. Образцы были порезаны на мерные длины, был произведен продольный разрез шины для изучения расположения в ней нитей корда.

По расположению нитей корда, существует два вида шин: диагональные и радиальные.

В шинах с диагональным расположением нитей нити корда в слоях каркаса идут от борта к борту по диагонали. В связи с необходимостью перекрещивания путей в двух смежных слоях каркаса, число слоев должно быть чётным. У радиальных шин нити корда в слоях каркаса не перекрещиваются как у диагональных шин, а имеют радиальное (меридиональное) расположение, т.е. направлены от борта к борту.

Экспериментально определили, что исследуемая автомобильная шина имеет радиальную конструкцию; брекер шины состоит из одного слоя нейлона и двух слоев металлокорда.

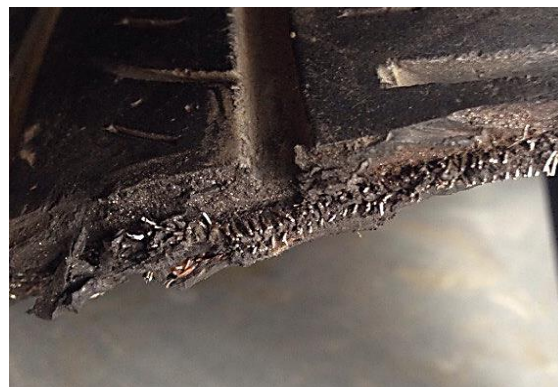


Рисунок 2-Слои металлокорда в шине Т 175/70 R13

Радиальные шины обладают целым рядом преимуществ по сравнению с диагональными. Они имеют большую несущую способность, повышенную максимальную скорость, меньше весят, более эластичны и в меньшей степени подвержены нагреву[2].



Рисунок 3- Расположение нитей корда в радиальной шине Т 175/70 R13

Напряженность нитей в каркасе радиальной шины значительно ниже, так как они воспринимают только один вид нагрузок. Это позволяет использовать меньшее число слоев корда для изготовления каркаса, поэтому теплоотвод в

данном случае будет лучше. Кроме того, каждый слой корда является абсолютно самостоятельным, так как отпадает необходимость в перекрещивании волокон соседних слоев.

Конструктивная характеристика металлокорда и способ его расположения в шине, является одной из важнейших характеристик, влияющих на прочность связи с резиной и определяющих дальнейшие свойства обрешиненного полотна. Конструкция нитей должна обеспечить полное проникновение резины внутрь корда, для исключения развития коррозионных процессов. Повышение коррозионной стойкости металлокорда является актуальным вопросом в настоящее время. В ряде работ [4,5] было рассмотрено влияние термической обработки на коррозионную стойкость проволоки с содержанием углерода 0,7 – 0,9 %. Некоторые результаты экспериментов приведены в таблице 1.

Таблица 1- Влияние термической обработки на коррозионную стойкость проволоки [5]

Диаметр проволоки, мм	Коррозионная среда (водный раствор)	Режим термической обработки		$K_m^-, \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$			
		Темпер. нагр. °С	Время выдерж., мин	0-1 недели	1-2 недели	3-4 недели	0-4 недели
0,3	10% NaOH	50	10	1,59	0,44	0,19	0,56
			60	0,04	0,8	0,19	0,39
	10% H ₂ SO ₄	50	60	0,81	0,85	0,94	0,77
0,65	10% NaOH	100	10	0,65	0,45	0,47	0,39
			60	0,67	0,52	0,30	0,40
	10% H ₂ SO ₄	100	60	0,37	0,63	0,55	0,41

Видно, что значения показателя коррозии K_m^- сравнительно низкие при каждом из проведенных режимов термической обработки в каждом из использованных коррозионных сред. Можно сделать вывод, что после проведенной термической обработки коррозионная стойкость высокопрочной проволоки не ухудшается.

Конструкция металлокорда определяет площадь физического контакта металла с резиной и возможность переноса влаги и других агрессивных агентов вдоль нити. Так же большое влияние на адгезионные характеристики оказывает качество латунного покрытия проволоки. Основными параметрами, определяющими адгезионные свойства металлокорда, являются: состав латуни; толщина и дефектность латунного покрытия; наличие на поверхности покрытия неметаллических примесей; величина поверхности контакта металлокорда с резиной. Широкое распространение резиновых изделий, армированных

металлокордом, делает весьма актуальным повышение прочности сцепления металлокорда с резиной и устойчивости адгезионной связи в процессе работы изделий. Несмотря на большое количество обзоров и публикаций по этой проблеме, её нельзя считать решенной, т.к. в нашей стране и за рубежом известны случаи преждевременного выхода шин из строя вследствие нарушения связи между металлокордом и резиной[2].

Активное распространение во всём мире автомобильного транспорта, широкое применение в промышленности и быту резиносодержащих материалов влечёт за собой накопление больших объёмов полимерных отходов и, в частности, изношенных покрышек. Изношенные покрышки не подвергаются естественному разложению, гниению, поэтому накапливаются, загрязняя окружающую среду. Изношенные шины находят применение при устройстве различных ограждений, предохранения берегов от размывания, в качестве декоративных элементов, но это имеет ограниченный, локальный характер.

Вместе с тем такое использование источников ценных вторичных материальных и энергетических ресурсов нерационально. В тоже время изношенные шины являются источником ценного углеводородного сырья, лома легированной стали и текстильного материала.

В современных покрышках содержится не менее 60% резины, 20% текстиля и 20% металла. Однако, увеличивающееся ежегодно количество непригодных к употреблению автомобильных покрышек, отправляемых в пункты хранения (свалки), свидетельствует о слаборазвитой системе переработки.

На рисунке 4 представлены данные об общем весе изношенных, но не переработанных шин по данным Европейской Ассоциации по вторичной переработке шин (ЕТРА) в 2000 году. В то же время в России переработке подвергается не более 20% использованных автомобильных шин тогда как в Европе их использование достигает 76%, а в Японии 89%.

Отходы металлокорда нашли широкое применение при изготовлении различных конструкционных материалов. Благодаря своей высокой чистоте металлический корд после очистки от резины является так же ценнейшим источником металлического лома для сталеплавильных заводов.

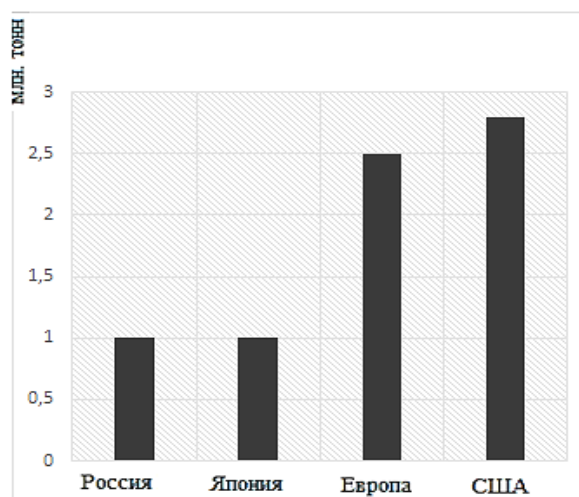


Рисунок 4 - Общий вес изношенных, но непереработанных шин в мире[3]

Выводы. При производстве шин целесообразно использовать радиальную конструкцию, так как она обладает рядом преимуществ по сравнению с диагональными. Конструктивная характеристика металлокорда и способ его расположения в шине, является одной из важнейших характеристик, влияющих на прочность связи металлокорда с резиной. Изношенные шины являются источником ценного сырья, однако большинство из них не поддаются дальнейшему использованию в виду слабо развитой системы переработки в мире.

Литература

1. Ильясов Р.С. Шины. Некоторые проблемы эксплуатации и производства / Р.С. Ильясов, В.П. Дорожкин, Г.Я. Власов-М.:КГТУ- 2000.-576 с.
2. Шмурак И.Л. Шинный корд и технология его обработки / В.Л. Шмурак // Москва, 2004.-335 с.
3. Луканин В.Н. Промышленно-транспортная экология / В.Н. Луканин, Ю.В. Трофименко - М: Высшая школа, 2001.-284 с.
4. Алимов В.И. Фазовые и структурные превращения при деформационно-термической обработке стальной проволоки / В. И. Алимов, О. В. Пушкина// Монография - Донецк: Донбасс, 2012. - 242 с.
5. Алимов В.И. О влиянии нагревов и сред на долговечность канатной проволоки и канатов / В.И. Алимов, О.В. Ашихмина, Р.Ф. Алимова // Охорона окружающей среды. Сборник докладов, т.2.- Донецк, 2000. – С. 165-166.

ИСПЫТАНИЯ НАРУЖНЫХ ПРУЖИН НА ОСТАТОЧНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТЕПЛОВЗОВ

Шкрябко А. Э., Дубасов В. М.

Луганский национальный университет им. Владимира Даля

Пружины испытывают в работе многократные знакопеременные нагрузки и после снятия нагрузки должны полностью восстанавливать свои первоначальные размеры. В связи с такими условиями работы металл, применяемый для изготовления пружин и рессор, должен обладать, кроме необходимой прочности в условиях статического, динамического или циклического нагружений, достаточно хорошей пластичности, высокими пределами упругости и выносливости и высокой релаксационной стойкостью, а при работе в агрессивных средах (атмосфере пара, морской воде и др.) должен быть также и коррозионностойким [1].

На качество пружин состояние поверхности прутков, проволоки и полос. Наличие наружных дефектов (трещин, закатов, плен, волосовин, раковин, заусенцев, вдавленной окалины и др.), а также обезуглероженного слоя снижает упругие и циклические свойства металла. Поэтому наружные дефекты на поверхности прутков и полос должны быть удалены зачисткой или шлифованием, а глубина обезуглероженного слоя не должна превышать определенной нормы, установленной ГОСТом на рессорно-пружинную сталь.

На предприятии «Лугансктепловоз» наружные пружины изготавливают из круглого калиброванного проката горячекатаной пружинной стали 60С2ХФА диаметром 36 мм. Твердость пружин в термообработанном состоянии НРС 40— 47. После термообработки пружины упрочняют наклепом дробью.

Испытание пружин на остаточную деформацию проводится в соответствии с ГОСТ 1452-2011 «Пружины цилиндрические винту тележек и ударно-тяговых приборов подвижного состава железных дорог»[3].

На практике применяют два метода испытания пружин сжатия под рабочей нагрузкой:

1) путем постоянной нагрузки от минимума рабочей нагрузки к максимальной нагрузке при полном сжатии к прикосновению витков; при этом определяется прогиб и высота пружины;

2) путем нагрузки к максимальному напряжению (к прикосновению витков) со следующей разгрузкой к максимальной рабочей нагрузке и потом к минимальной рабочей нагрузке.

В связи с тем, что при нагрузке к прикосновению витков пружина оседает, второй метод, когда пружина сначала нагружается к прикосновению витков, а потом разгружается к рабочим нагрузкам (с измерением соответствующей высоты пружины), следует считать целесообразнее.

Пружины сжимают пробной нагрузкой, величина которой отвечает наибольшему суммарному значению статичной и динамической нагрузок, которые действуют на пружину.

Для пружины, конструкция которой показана на рис. 1, установлены две нагрузки: $F_1 = 34,15$, $F_2 = 52,4$ кН, $F_{пр} = 102$ кН. Схема испытания пружин на остаточную деформацию показана на рис. 2.

F_2 - расчетная статическая нагрузка: для пружин рессорного подвешивания - нагрузка при рабочей деформации.

F_1 - расчетная рабочая нагрузка: нагрузка, соответствующая расчетной статической и наибольшей дополнительной нормированной нагрузке (прогибу) или соответствующая наибольшему прогибу пружины в сборочной единице.

$F_{пр}$ - пробная нагрузка: нагрузка, при которой достигается расчетное касательное напряжение кручения в материале пружин, не превышающее предела текучести, но не менее расчетной рабочей нагрузки.

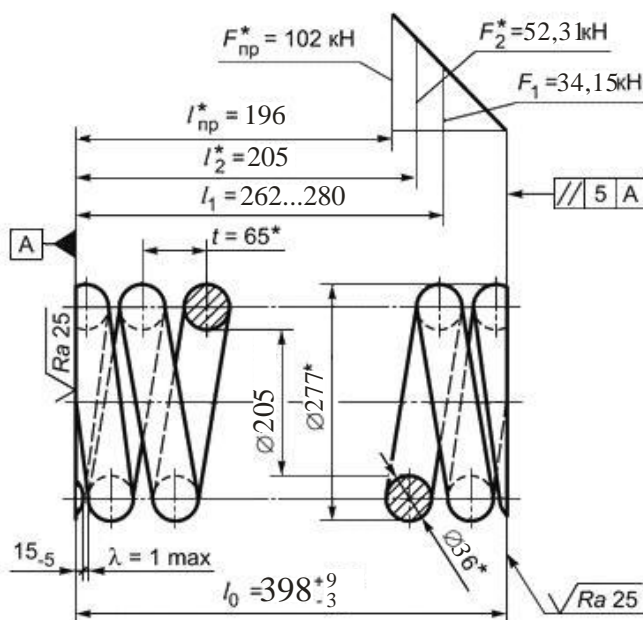


Рисунок- 1 Схема испытания пружин на остаточную деформацию

На гидравлическом прессе под нагрузкой 52,3 кН пружину сжимают два раза (рис. 2), и после снятия нагрузки измеряют ее высоту в свободном состоянии. При этом высота пружины должна остаться неизменной. Под нагрузкой 34,15 кН измеряют высоту пружины в сжатом состоянии, а потом полностью разгружают пружину.

По результатам испытаний находят стрелу прогиба.

Стрела прогиба - это разница между результатом измерения высоты пружины в свободном состоянии (H_1) и под статичной нагрузкой (H_2):

$$f = H_1 - H_2.$$

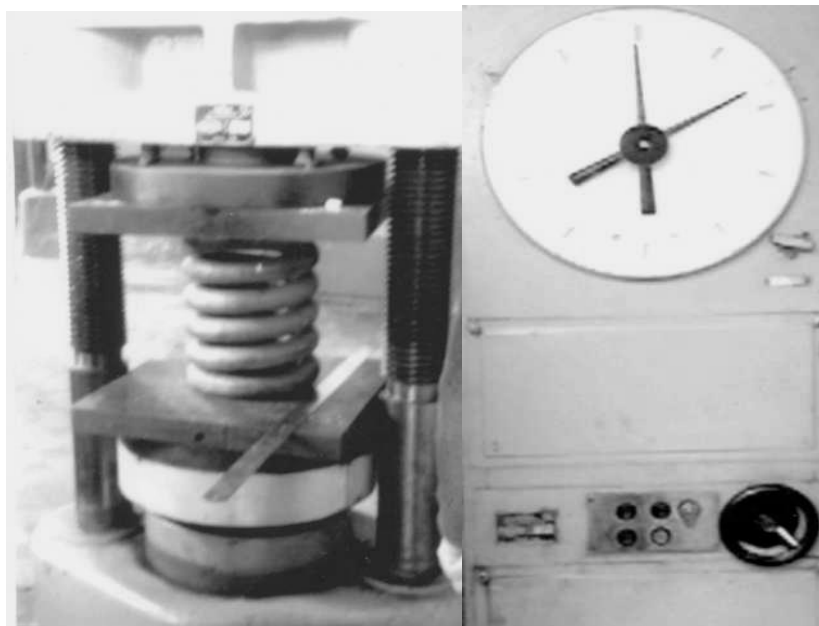
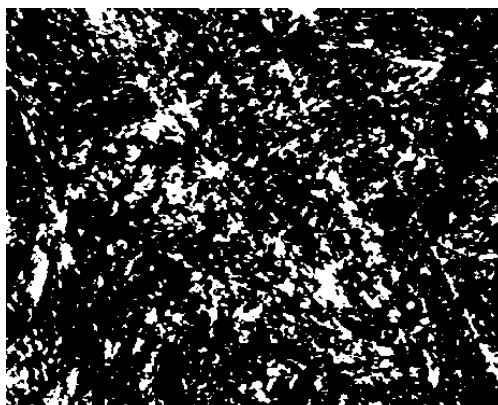


Рисунок- 2 Измерение прогиба пружины под статичной нагрузкой на гидравлическом прессе П-125

Предельные отклонения прогиба пружин под статичной нагрузкой не должны превышать + 9 мм и - 3 мм относительно расчетного значения стрелы прогиба. Расчетное значение стрелы прогиба равняется $f = 68$ мм

Пружины, которые были подвергнуты сжатию под нагрузкой, не должны иметь остаточной деформации.

Повышена стрела прогиба, обычно, имеет место при неполной закалке пружинной стали, когда в структуре стали остается структурно свободный феррит. Слишком низкая стрела прогиба является показателем плохо проведенного отпуска пружин. При этом в структуре пружин вместе с трооститом содержится мартенсит (рис. 3).



×500

Рисунок- 3 Некачественно отпущенная сталь 60С2ХФА из троосто - мартенситной структурой сердцевины, 500

Высокие свойства (максимальные пределы упругости и выносливости) пружины и рессоры имеют при твердости HRC 40—45 (структура-троостит),

которая достигается после закалки (с равномерным и полным мартенситным превращением по всему объему металла) и среднего отпуска при 400—500° С (в зависимости от стали).

При сквозной прокаливаемости витков пружин, изготавливаемых из стали марки 60С2ХФА и из прутков диаметром 36 мм микроструктура основного металла, наблюдаемая сразу за обезуглероженным слоем, должна соответствовать эталонам 1-3 и распространяться на глубину в соответствии с кривыми прокаливаемости (не менее 1/3 диаметра витка пружин). В остальной части сечения витка до центра, в основном металле допускается пластинчатые структуры (эталон 4-6). Эталон 4 не допускается для пружин пассажирских тепловозов.

Микроструктура основного металла должна состоять из троостомартенсита (эталон 1) или троостита (эталон 2), или троостосорбита (эталон 3) мелко или среднеигольчатого строения [4].



Рисунок -4 Микроструктура основного металла пружины всех витков - троостомартенсит

Литература:

1. Гуляев А. П. Пружинные стали. Справочник. М.: Машиностроение, 1975. 272 с.
2. Рахштад А. П. Пружинные стали и сплавы. Изд-во Металлургия, 1971. 496 с.
3. ГОСТ 1452-2011. Пружины цилиндрические винтовые тележек и ударно-тяговых приборов подвижного состава железных дорог. Технические условия.
4. МИ 08М58-03. Методические инструкции по контролю качества термической обработки пружин подвижного состава. Луганск. 2012. 17 с.

